

RESISTENCIA AL CIZALLAMIENTO DE TRES SISTEMAS TOTALMENTE CERÁMICOS: ESTUDIO COMPARATIVO

Trabajo de Investigación para la obtención del Título
del Master en Ciencias Odontológicas



Marta Carreño Lozano

Facultad de Odontología.
Departamento de Odontología Conservadora.
Universidad Complutense de Madrid.

**RESISTENCIA AL CIZALLAMIENTO DE TRES SISTEMAS TOTALMENTE
CERÁMICOS: ESTUDIO COMPARATIVO**

Trabajo de Investigación para optar al Título de Master en Ciencias Odontológicas.

Marta Carreño Lozano

Director:

Prof. Dr. D. Carlos Oteo Calatayud.

Departamento de Estomatología II

Facultad de Odontología

Universidad Complutense de Madrid

Madrid, 2012

D. Carlos Oteo Calatayud, Profesor Titular de Universidad del Departamento de Estomatología II de la Facultad de Odontología de la Universidad Complutense de Madrid,

Certifica que:

El trabajo de investigación titulado: ***“Resistencia al cizallamiento de tres sistemas totalmente cerámicos: Estudio comparativo”*** del que es autora Dña. Marta Carreño Lozano, ha sido realizado en este Departamento bajo mi dirección y supervisión, reuniendo en mi opinión todos los requisitos para ser presentado y defendido para la obtención del Título de Master en Ciencias Odontológicas.

Y para que conste a los efectos oportunos, firma el presente certificado en Madrid a 11 de junio de 2012.

Fdo. Carlos Oteo Calatayud

I. INTRODUCCIÓN

Actualmente hablar de restauraciones estéticas indirectas de recubrimiento total, implica hablar de cerámicas sin metal. Han sido tan importantes los cambios y aportaciones en este campo en los últimos años que en la actualidad existen multitud de sistemas con el objetivo de conseguir un material cerámico que tenga no sólo un alto nivel estético y de aceptación de los tejidos blandos, sino también la suficiente resistencia para permitir la fabricación de restauraciones parciales fijas.

Un material cerámico, es aquel de naturaleza inorgánica o mineral, no metálico, que se procesa mediante calor, en un horno o al fuego (1)(2).

Las porcelanas serían las cerámicas de mejor calidad, obtenidas de materias primas debidamente seleccionadas, que una vez cocidas, presentan menos porosidad, mejores propiedades mecánicas, con un excelente aspecto y acabado superficial (3). Durante su procesado no tiene porque haber fusión total de los componentes, por lo que se puede hablar de sinterizado. Aunque este término procede del ámbito de los metales y define el aproximamiento y reciclado de polvos metálicos, es un concepto que se ha extendido y puede aplicarse también a otros materiales como los cerámicos, que se manejan en forma de polvos. Es un proceso por el que las partículas sometidas a presión y temperaturas altas, pero inferiores a las de fusión completa, quedan unidas

superficialmente mediante la formación de puentes de hidrógeno (1)(2)(4).

Las cerámicas dentales, se caracterizan por ser biocompatibles, resistentes a la corrosión, no reaccionan con los líquidos ni con los ácidos y presentan buena resistencia a la flexión y a la fractura (2). Su principal característica, que permite utilizarlas como material restaurador, es su naturaleza refractaria y sus propiedades ópticas como la translucidez (3).

Las cerámicas se componen de una matriz vítrea o red de sílice, feldespato potásico, feldespato sódico o ambos, de la cual dependen sus propiedades ópticas y estéticas, en la que se encuentran inmersas partículas de minerales cristalizados o en fase cristalina responsable de las propiedades mecánicas. Cualquier material cuyos átomos se encuentran ordenados según patrones preestablecidos, constituyendo celdas elementales geométricas que se repiten en el espacio de forma uniforme, es un cristal (1).

La gran mayoría de las cerámicas dentales, tienen una estructura mixta, es decir, están formados por una matriz vítrea (cuyos átomos están desordenados) en la que se encuentran partículas más o menos grandes de minerales cristalizados (5).

La literatura odontológica, recoge varias clasificaciones de las cerámicas

siguiendo diferentes parámetros como su composición química, el método de fabricación, la temperatura de fusión, la microestructura, su uso e indicaciones, la translucidez, la resistencia y la abrasividad (2).

Clásicamente las porcelanas se han clasificado según su temperatura de procesamiento (1) en porcelanas de alta fusión, media fusión, baja fusión y ultra-baja fusión (tabla 1).

Clasificación	Temperatura
Alta fusión	>1300°C (2372°F)
Media Fusión	1101 – 1300°C (2013-2072°F)
Baja fusión	850-1100°C (1562-2012°F)
Ultra-baja fusión	<850°C (1562°F)

Tabla 1. Clasificación de las cerámicas dentales según su punto de fusión

Pero la mayoría de los autores, las clasifican en función de su composición química y/o proceso de producción (1)(2)(5).

Según su composición química se distinguimos:

1. Porcelanas Feldespáticas: las primeras porcelanas de uso dental tenían

exclusivamente los tres elementos básicos de la cerámica: feldespato, cuarzo y caolín. Actualmente estas cerámicas constan de un magma de feldespato en el que están dispersas partículas de cuarzo y, en mucha menor medida caolín (5). El feldespato es el responsable de la traslucidez de la porcelana, y el cuarzo constituye la fase cristalina. El caolín confiere plasticidad y facilita el manejo de la cerámica cuando todavía no está cocida, para disminuir la temperatura de sinterización se añaden fundentes y pigmentos para obtener distintas tonalidades. Se fue modificando la composición de estas cerámicas con el fin de obtener nuevos materiales que tuvieran una tenacidad adecuada para confeccionar restauraciones totalmente cerámicas, surgiendo las cerámicas feldespáticas de alta resistencia. Poseen un alto contenido en feldespato pero incorporan a la masa cerámica determinados elementos que aumentan su resistencia mecánica (100-300 MPa). Dentro de este grupo encontramos:

- Optec-HSP® (Jeneric), Fortress® (Myron Int) e IPS Empress®I (Ivoclar): deben su resistencia a la incorporación de cristales de leucita.
- IPS Empress®II (Ivoclar): este sistema consta de una cerámica feldespática reforzada con disilicato de litio y ortofosfato de

litio

- IPS e.max®Press/CAD (Ivoclar): es una cerámica feldespática reforzada con disilicato de litio, con una mayor resistencia a la fractura que Empress®II debido a una mayor homogeneidad de fase cristalina.

2. Porcelanas Aluminosas: en estas cerámicas se incorporan cantidades importantes de óxido de aluminio reduciendo la proporción de cuarzo. Estos cristales mejoran notablemente las propiedades mecánicas de la cerámica, pero se produce un aumento significativo de la opacidad. Por este motivo, actualmente estas cerámicas se reservan exclusivamente para la confección de estructuras internas. Algunos de los sistemas más representativos son: In-Ceram®Alumina (Vita), In-Ceram®Spinell (Vita), In-Ceram®Zirconia(Vita), Procera®AllCeram (Nobel Biocare).

3. Porcelanas Circoniosas: estas cerámicas están compuestas por óxido de zirconio (ZrO_2) parcialmente estabilizado con óxido de itrio (Y_2O_3) . El óxido de zirconio también se conoce químicamente con el nombre de circonia o circona. La principal característica de este material es su elevada tenacidad debido a que su microestructura es totalmente

cristalina y además posee un mecanismo de refuerzo denominado <<transformación resistente>>. Este fenómeno descubierto por Garvie y cols. en 1975 (5)(6) consiste en que el zirconio parcialmente estabilizado ante una zona de alto estrés mecánico como es la punta de una grieta, sufre una transformación de fase cristalina, pasando de forma tetragonal a monoclinica, adquiriendo un volumen mayor. De esta forma se aumenta localmente la resistencia y se evita la propagación de la fractura. Estas excelentes características físicas han convertido a estos sistemas en los candidatos idóneos para elaboración de prótesis cerámicas en zonas de alto compromiso mecánico. A este grupo pertenecen las cerámicas dentales de última generación: DC-Zircon® (DCS), Cercon® (Dentply), In-Ceram®YZ (Vita), Procera®Zirconia (Nobel Biocare), Lava® (3M Espe), IPS e.max®ZirCAD (Ivoclar) (5)

Según el método de fabricación, las cerámicas para restauraciones dentales se clasifican en condensadas y sinterizadas, infiltradas, inyectadas y mecanizadas o CAD-CAM:

1. En las restauraciones cerámicas condensadas y sinterizadas, se utiliza principalmente la porcelana feldespática, utilizada mayoritariamente

como cerámica de recubrimiento. Comercialmente se presentan en polvos que una vez combinados con agua o una mezcla de agua y glicerina, permite ser modelada por medio de un pincel. Las partículas de porcelana se unen durante la condensación mediante la acción capilar. Cuando la masa se calienta a altas temperaturas, las partículas se unen mediante sinterización y forman la restauración. Como ejemplos de estas cerámicas encontramos IPS® d.sign, IPS® Classic, IPS® inLine, Vita® VM 13, Vita® Omega 900, Vita® VMK95, Ceramco®, Noritake®.

2. Las restauraciones cerámicas infiltradas, son utilizadas para producir núcleos cerámicos o estructuras libres de metal. En el proceso es utilizado un polvo de finas partículas con alto contenido de óxido de aluminio conocido como barbotina, este es humedecido y aplicado sobre un modelo de yeso refractario que por capilaridad elimina el exceso de humedad. Esa masa de material aglomerado, es esculpida y parcialmente sinterizada formando una estructura cristalina organizada, pero muy porosa y débil, posteriormente se realiza un proceso de infiltración con vidrio fundido de baja viscosidad, conocido como vidrio de lantano, que a medida que se funde, se va colando en los intersticios de la alúmina mediante acción capilar, produciendo una estructura con mayor

resistencia. Luego esta estructura es recubierta con cerámica feldespática de una manera similar a la descrita anteriormente con la técnica de condensación y sinterización. Este sistema fue desarrollado desde 1989 por la casa comercial VITA® (Zahnfabrik, Alemania) conocido como el sistema In-Ceram® el cual ofrece tres variantes Vita In-Ceram Alúmina, Vita In-Ceram Spinell y Vita In-Ceram Zirconio.(2)

3. Los sistemas cerámicos inyectados o termoprensados utilizan para su elaboración el método de la cera perdida. Se obtiene un modelo en yeso de la preparación dental, sobre el cual se realiza un encerado de la restauración deseada, este se reviste y se lleva a un horno especial. Una vez que se alcanza la temperatura deseada se inyecta la cerámica en el molde obtenido del revestimiento. Esta técnica es utilizada para realizar estructuras completamente cerámicas que posteriormente se completarán con cerámica condensada y sinterizada o se pueden hacer restauraciones con anatomía y contornos completos para ser maquilladas con pigmentos para generar las características ópticas deseadas. Se desarrollaron dentro de este sistema, IPS Empress® I (Ivoclar Vivadent, Liechtenstein) que utilizaba pastillas de cerámica feldespática reforzada con leucita e IPS Empress® II, que utilizaba

pastillas de disilicato de litio. En la actualidad se comercializa IPS e-Max Press ® con el disilicato de litio modificado como componente principal.

4. Los sistemas CAD-CAM, denominados (6) así por sus iniciales en inglés (Computer Aided Design- Computer Aided Manufacturing), constan de tres fases: digitalización, diseño y maquinado(2)(7)(6)(8)(9)

a. Digitalización: es el método por el cual se obtiene el registro tridimensional de la preparación dentaria a través de un escáner. El registro puede obtenerse de forma intraoral sin necesidad de tomar impresiones o de forma extraoral, obtenida de una impresión convencional de la preparación dental. Actualmente, dependiendo del sistema, existen dos tipos de escáner, el de contacto y el óptico o láser. En el escáner óptico se obtiene la imagen tridimensionalmente a partir de un proceso llamado triangulación activa, proceso por el cual el sensor del escáner capta la información. Se genera una luz sobre la preparación que es proyectada para que el sensor del escáner capte la información dependiendo del ángulo de proyección y del patrón de sombras que se genera. En el escáner óptico, la preparación dentaria en el modelo maestro es recorrido mecánicamente por un sensor o bola

de zafiro línea a línea, recorriendo la estructura cada 200 micras en cada ángulo de rotación.

- b. Programa de diseño: el programa de digitalización y diseño es proporcionado por cada sistema. Se traslada la información obtenida con el escáner al programa para diseñar la restauración. Este diseño es almacenado en un archivo y puede ser enviado al centro de producción o al equipo de procesamiento para que se mecanice la estructura.
- c. Equipo de maquinado: Los equipos de maquinado se distinguen por el número de ejes, cuantos más ejes más complejidad del maquinado. Actualmente existen equipos de tres ejes como Inlab® (Sirona) y Lava® (3M), equipos de cuatro ejes y equipos de cinco ejes como el sistema Kavo Everest®.

Las investigaciones actuales, van dirigidas a la obtención de una cerámica que sea capaz de soportar las fuerzas oclusales,, con una óptima estética y excelente biocompatibilidad , centrándose en los sistemas cerámicos basados en óxido de zirconio elaborados con tecnología CAD/CAM. Aunándose las excelentes propiedades físicas y mecánicas de este material junto con la gran precisión del procesamiento.

El zirconio (Zr), elemento metálico de transición, de número atómico 40, masa atómica de 91.22 (g/mol), de aspecto brillante y excepcionalmente resistente a la corrosión, procede de la palabra árabe <<zargón>>, que significa <<de color dorado>>, que a su vez deriva de las palabras persas: <<zar>> (oro) y <<gun>> (color) (10).

El zirconio puro existe en forma cristalizada como un metal blanco y, de forma amorfa, como un polvo negro-azulado. Posee una densidad de 6.49 g/cm³, punto de fusión 1885°C (2128°K) y un punto de ebullición de 4409°C (4682°K). El compuesto metálico óxido de zirconio, fue descubierto por el químico alemán Martin Heinrich Klaproth en 1789 y fue aislado por otro químico, el sueco Jacob Berzelius, en 1824 (11).

En la actualidad el zirconio se usa ampliamente para propósitos industriales, pero la investigación y desarrollo del zirconio como biomaterial, empezó a finales de la década de 1960, cuando Helmer Driskell publicó el primer artículo dedicado a las aplicaciones biomédicas de este material.

Desde entonces, la investigación, basada en el trabajo de Garvie y Nicholson (12) que permitió lograr mejores propiedades mecánicas de este material, se ha centrado en la cerámica de zirconio parcialmente estabilizado con óxido de itrio (Y-TZP), que presenta una gran biocompatibilidad y resistencia a la fractura.

Desde el diagrama de fases establecido por Scott (13), el óxido de zirconio estabilizado con 3% mol itrio, contiene cierta cantidad de fase cúbica. Chevalier y cols.(14) demostraron que la presencia de fase cúbica no es deseable para aplicaciones biomédicas y es producida por una distribución no homogénea de los iones de itrio estabilizadores.

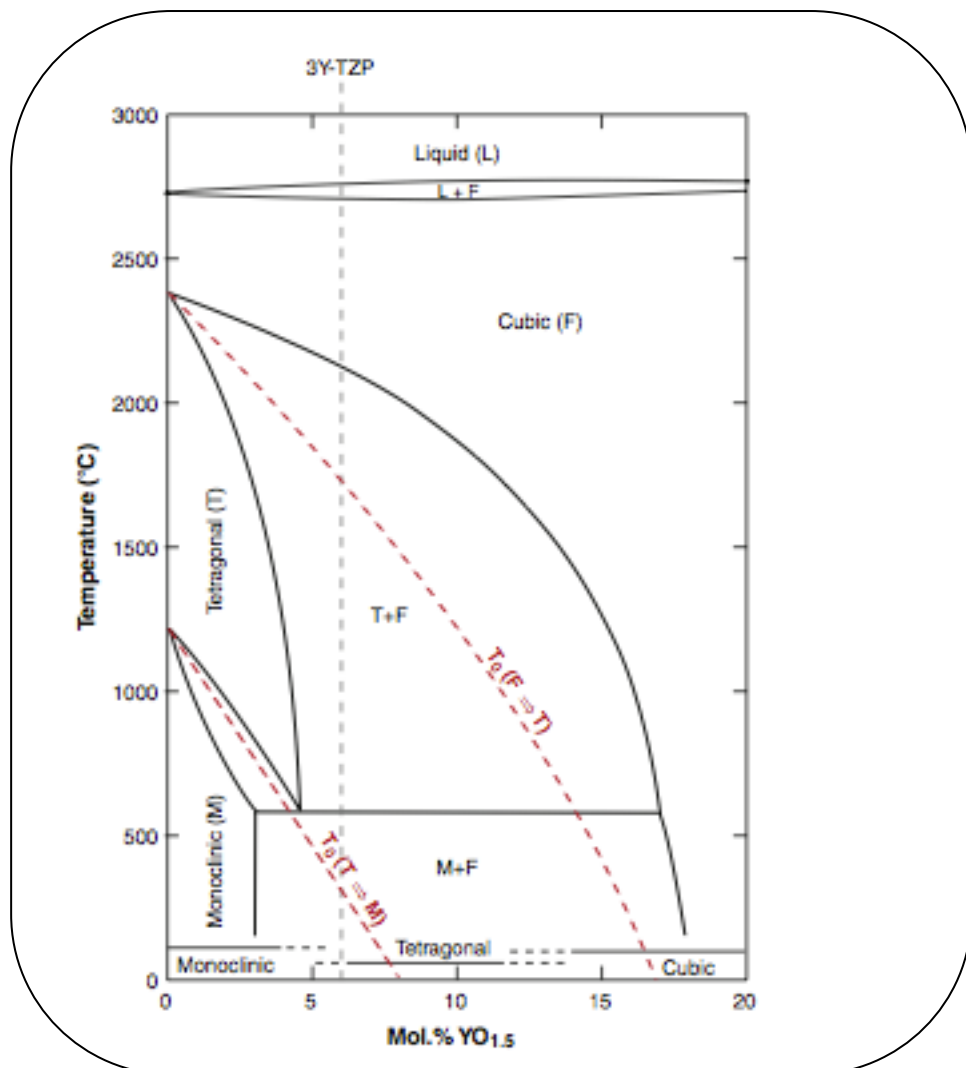


Figura 1. Diagrama de fases del zirconio parcialmente estabilizado

Endurecimiento del zirconio:

Existen diferentes mecanismos de endurecimiento en los materiales dentro de la ingeniería: uno de estos mecanismos es el endurecimiento por transformación, que junto con los mecanismos de microfracturas y desviación de grietas, son los mecanismos de endurecimiento predominantes en la cerámica de óxido de zirconio (15).

El retículo cristalino del zirconio está caracterizado por tres formas cristalográficas distintas, propiedad conocida como polimorfismo. Tales formas o fases son: la monoclinica (m), la cúbica (c) y la tetragonal (t), cada una caracterizada por parámetros dimensionales y geométricos específicos.

Así, a temperatura y presión ambiente el zirconio cristaliza en forma monoclinica siendo esta fase estable hasta 1170 grados, en esta fase tiene un bajo rendimiento mecánico y menor cohesión de sus partículas, por lo tanto menor densidad. Por encima de esta temperatura se transforma en fase tetragonal, en esta fase es donde tienen mejores propiedades mecánicas y por encima de 2370° cristaliza en forma cúbica, con unas propiedades mecánicas moderadas. Esta transformación, que se define como una transformación martensítica, es decir, sin difusión, sin que ocurra un transporte de materia, ocurre en un rango de temperatura y no a una temperatura exacta e implica

una deformación de la forma. Así la transformación de fase cúbica a tetragonal, tiene un aumento de volumen del 2.3% y la transformación de fase tetragonal a monoclinica, un aumento del 4.5% (15) (11)(16)(10)(17)(18)(14).

La transformación de fase tetragonal a monoclinica, es inducida por agresiones externas, como el uso de fresas, refrigeración o impacto, provocando tensiones de compresión que pueden desarrollarse en el extremo de una grieta. Esta tensión debe ser superada por la grieta para que pueda propagarse, lo que explica el aumento de la resistencia a la fractura del zirconio en comparación con otras cerámica (19)(20)(16). La metaestabilidad de la transformación depende de la composición, tamaño y forma de las partículas, tipo y cantidad de óxidos estabilizadores y del procesado.

En 1972, la ingeniería cerámica descubrió que la aleación del óxido de zirconio con óxidos de menor valencia como CaO, MgO, La₂O₃, CeO₂ y Y₂O₃, permitían obtener a temperatura ambiente materiales multifásicos, conocido como óxido de zirconio parcialmente estabilizado (PSZ) (10)(16)(15)(11). Estos materiales presentan una microestructura a temperatura ambiente compuesta por una matriz cúbica con precipitados monoclinicos y tetragonales. Estos materiales llamados Mg-PSZ, Ca-PSZ, etc., según el óxido empleado como estabilizante, deben su nombre al hecho de tener la concentración de óxido estabilizante

menor a la necesaria para la estabilización completa de fase cúbica. En el sistema $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$, se puede obtener zirconio parcialmente estabilizado, pero el interés principal en el uso del óxido de itrio Y_2O_3 como estabilizante es la posibilidad de obtener cerámicas formadas casi completamente por zirconio en fase tetragonal a temperatura ambiente. Estos materiales, que contienen Y_2O_3 en concentraciones de 2-3% se conocen como Policristales Tetragonales de Zirconio (TZP o Y-TZP, refiriéndose al óxido estabilizante)

Garvie y cols. en 1975, con su artículo ¿Acero Cerámico? (21) demostraron que es posible aprovechar la transformación de la fase tetragonal a monoclinica para aumentar la resistencia mecánica y la tenacidad a la fractura del óxido de zirconio, definida como la capacidad de un material de disipar la energía de fractura, propiedad hasta ahora poseída sólo por los materiales metálicos. Estos autores observaron que los precipitados de fase tetragonal metaestable son capaces de transformarse a fase monoclinica cuando se elimina el constreñimiento a ellos impuestos por la matriz como es el caso del avance de una grieta en el material. El campo de esfuerzos asociado con la expansión debido a la transformación de fases actúa en contra del campo de esfuerzos que promueve la propagación de la grieta. La absorción de energía durante la transformación de fase tetragonal a monoclinica a temperatura ambiente, fue reconocido como un mecanismo de fortalecimiento en el año 1975, ya que se

obtiene como resultado un aumento de la tenacidad del material debido a que la energía asociada con la propagación de la grieta se disipa tanto en la transformación de fase como en contrarrestar el esfuerzo de compresión debido al aumento de volumen.

A temperatura ambiente, si se produce esta transformación, se trata de un proceso irreversible, acompañado de una disminución de energía del sistema (22)(19)(23)(24)(25).

Las propiedades mecánicas del óxido de zirconio, son las más altas registradas para cualquier cerámica dental, lo que permite la fabricación de restauraciones parciales fijas posteriores y una reducción sustancial del espesor de las estructuras (16).

En 1977, se descubrió que el óxido de zirconio, con un tamaño medio de grano $<0.5\mu$, con una pequeña concentración de Y_2O_3 de aproximadamente 3%mol, puede contener hasta un 98% de fase tetragonal metaestable a temperatura ambiente. El Y-TZP es el primer material a base de zirconio introducido en el uso clínico, la norma técnica EN-ISO 13356 que identifica las características mínimas para empleos clínicos, fue adoptada a nivel internacional en 1977 y el año siguiente también por la norma estadounidense de *American Society of Testing and Materials* (ASTM). Los puntos de alta resistencia, coinciden con un

alto contenido de fase tetragonal, mientras que los puntos de baja resistencia, coinciden con un alto contenido de fase monoclinica (10)(14)(15)(11).

Este dato coincide con el estudio llevado a cabo por Allahkarami y cols. (19) donde fracturan una corona de oxido de zirconio estabilizado con itrio mediante un indentador en forma de esfera de carburo de tungsteno y mapean la transformación de fase a lo largo de la sección transversal de la corona fracturada mediante difracción de rayos X y un detector de área bidimensional. Observan una transformación de fase monoclinica del 100% en la zona afectada.

Esta transformación de fase, generalmente se produce por un estrés externo, o estrés residual durante el procesado, por la diferencia en el CET entre la cerámica de recubrimiento y el óxido de zirconio (19).

Investigaciones posteriores, revelan que las resistencias más elevadas, >700 MPa y la mayor dureza, $K_{ic} \approx 6-9 \text{ MPa m}^{1/2}$ sólo se encuentran por debajo de un promedio de grano $<0.3\mu$. Por lo que las propiedades de esta cerámica, dependen principalmente del tamaño del grano, que controla la facilidad de la transformación (15).

No obstante, se ponen en duda estos mecanismos de refuerzo que dificultan el

crecimiento subcrítico de fracturas a largo plazo. Así en el ensayo llevado a cabo por Tinschert y cols. (26) donde evalúan la resistencia a la fractura mediante test de flexión en cuatro puntos de las cerámicas In-Ceram® Alumina (Vita), In-Ceram ®Zirconia (Vita), Zirconia TZP® HIP y no HIP (Metotix,) y Zirconia TZP-A® (Metotix), observan como la probabilidad de fractura de estas cerámicas aumenta un 50% cuando se les somete a envejecimiento de un año. Produciéndose una dramática pérdida de resistencia a largo plazo bajo condiciones de humedad.

Susceptibilidad a la degradación a baja temperatura (LTD):

Descrita por primera vez por Kobayashi y cols. (11)(27), demostraron como se produce una lenta transformación de fase tetragonal a monoclinica en los granos más superficiales del óxido de zirconio en un ambiente húmedo y a temperaturas relativamente bajas (150-400°C) que avanza lentamente hacia el interior. Se sabe que este fenómeno, conocido como Aging o Low Temperature Degradation (LTD) en la literatura anglosajona, es una transformación hidrotérmica ya que es promovida por la presencia de agua o vapor y por la temperatura debido a reacciones del agua con el retículo cristalino. El óxido de zirconio analizado en esta investigación, fue un óxido de zirconio policristalino

estabilizado con un 4.5-6% mol itrio. Este resultado provocó una serie de investigaciones sobre la degradación a baja temperatura del óxido de zirconio estabilizado con diferentes cantidades de Y_2O_3 que ayudaron a definir las características de la transformación.

Esta degradación a baja temperatura se inicia en la superficie y luego avanza hacia la mayor parte del material. La transformación de un grano se acompaña de un aumento de volumen que provoca tensiones en los alrededores del grano y la penetración de microcracks. La entrada de agua, exacerba la degradación de la superficie y la transformación va progresando. Se producen reacciones de hidrólisis entre el agua y el óxido de itrio, y cuando el óxido de itrio ha bajado por debajo de cierto nivel, se produce la transformación espontánea en fase monoclinica (26)(14)(28)(22)(29)(16)(10). Da lugar a graves microfracturas, retirada de granos y finalmente rugosidad de la superficie, lo que conduce finalmente a una disminución de la fuerza. Fenómeno que empieza a documentarse a partir del 2001, por el fracaso de una gran cantidad de prótesis de cabeza de femoral a temperatura corporal (14)(22), pero actualmente se atribuye a un envejecimiento acelerado en lotes particulares. Cualquier factor que puede ser perjudicial para la estabilidad del zirconio tetragonal, es susceptible de promover la degradación a baja temperatura. Entre estos factores se describen: el tamaño del grano, la densidad del

material, la cantidad de estabilizador y la presencia de tensiones residuales (22)(28)(14)(15). Así, la transformación de fase tetragonal a monoclinica, se activa con mayor facilidad al disminuir la fracción relativa de Y_2O_3 y al aumentar el tamaño de las partículas de la fase tetragonal y con una baja densidad del material se facilita la entrada de moléculas de agua a la mayor parte del material, produciendo un envejecimiento no sólo de la superficie, si no de todo el interior, perdiendo rápidamente su cohesión y disminuyendo dramáticamente sus propiedades mecánicas.

Sin embargo, no se ha demostrado una relación clara entre el fracaso y la previsibilidad de la degradación del óxido de zirconio a baja temperatura cuando se usa como biocerámica (29)(16).

La técnica experimental más usada para medir el envejecimiento, es mediante difracción por rayos X, pero sólo puede caracterizar una profundidad de pocos micrómetros, por lo que este método no puede proporcionar ninguna información cuando la transformación se propaga en profundidad. Tampoco es muy precisa cuando el contenido de fase monoclinica es menor al 5%, por lo que no se puede monitorizar el inicio de la transformación. Por lo que se ha planteado como más eficaz, la espectroscopia de Raman confocal, que ofrece un mapeo 3D del contenido de fase monoclinica y del estado de estrés, con una resolución de micrómetros a lo largo de tres ejes (14) o mediante

nanoindentación que permite evaluar las propiedades del material en diferentes áreas, caracterizar el material en diferentes profundidades y medir el módulo de Young (29).

Para evitar esta degradación del material, se ha intentado modificar la microestructura de la superficie por otra que sea más resistente al agua, como la nitruración superficial a alta temperatura, así, en el estudio realizado por Feder y col. (28) obtienen una microdureza superficial mayor en las muestras de óxido de zirconio nitruradas con ZirN que en las no nitruradas, debido a la mayor proporción de fase monoclinica en la superficie de las muestras no nitruradas. Observan la formación de una capa superficial de zirconio tetragonal no transformable que aumenta la resistencia a la degradación hidrotérmica.

En el estudio de Valle y cols. (30) donde comparan el comportamiento de muestras nitrogenadas tras 30 horas de degradación hidrotérmica a 131°C (lo que equivale a una supervivencia de 90 años a temperatura de 37°C), frente a muestras sin nitrogenar, detectan un 46% de fase monoclinica en la superficie de las muestras sin nitrogenar mediante difracción de rayos X, mientras que no se detecta fase monoclinica en las muestras nitrogenadas.

Procesado del óxido de zirconio:

El óxido de zirconio, también conocido como circonio, circonia, zirconia o zircona (8), no existe en estado puro en la naturaleza, se encuentra en los minerales de badeleyita y circón.

Los factores que determinan la calidad del bloque cerámico de óxido de circonio son, por una parte la composición y la pureza del polvo y por otro lado la preparación del polvo de circonio para el proceso de fabricación de la cerámica. Tras el proceso de purificación química, el circonio es calcinado y molido para obtener un fino polvo. Este polvo es secado antes de prensarlo y manipularlo. El secado es una parte fundamental, pues afecta a la porosidad y en los defectos que se produzcan en el producto final.

Los extraordinarios valores de resistencia están vinculados a una elevada dureza, lo cual en última instancia, puede suponer dificultades para el procesamiento del material. A esto se añade, que debido a su elevada temperatura de fusión, el óxido de circonio sólo puede trabajarse con sistemas CAD/CAM (6)(4). La tecnología del óxido de circonio, se ha desarrollado en sintonía con el diseño y fabricación asistido por ordenador.

Un factor clave en la calidad del producto final, es la técnica de prensado, así se

distingue, un prensado isostático donde el óxido de zirconio se mete en un molde que recibe presión homogénea aplicada por todas las superficies, y un prensado uniaxial, donde el molde en el que se encuentra el óxido de zirconio recibe presión únicamente por dos caras, en dirección vertical y sentido contrario.

Un bloque prensado con el sistema uniaxial, tiene una porosidad ligeramente mayor en la mitad del bloque, porque las partículas a ese nivel no se mueven durante el proceso de prensado. Por lo que se obtiene un producto de menor calidad en comparación con el óxido de zirconio prensado con el sistema isostático, ya que éstos logran una densidad homogénea en todas sus dimensiones (31).

Por lo que podemos hablar de óxido de zirconio “Hot Isostatic Pressing” (HIP), que es óxido de zirconio densamente sinterizado y prensado bajo calor de forma isostática de la más pura calidad industrial. Las ventajas de esta forma de procesado es que no se produce contracción del material y mayor seguridad al ser un producto de mejor calidad procesado industrialmente. Pero por otro lado, se requiere mayor tiempo de procesamiento, mayor desgaste de las herramientas de fresado y sólo se pueden usar fresas de diamante y refrigeración con agua.

Con el fin de reducir los tiempos de procesamiento, se desarrolló la cerámica

de <<núcleo verde>>. Esta cerámica se procesa en estado sinterizado pero incompleto y después termina de sinterizarse en el laboratorio, mediante hornos específicamente programados, depositando la estructura sobre cuentas de óxido de zirconio para evitar la deformación (32)(17)(16)(6). Para el mecanizado de la estructura de una corona unitaria de núcleo verde, se requieren unos 25 minutos de fresado, mientras que la misma corona, pero de óxido de zirconio prensado isostáticamente en caliente (HIP) necesita 2.5 horas de fresado (4).

El óxido de zirconio en núcleo verde debe procesarse teniéndose en cuenta que se va a producir una contracción lineal del 20% , alcanzado su forma y resistencia definitiva tras la cocción de sinterización a 1550°C. La calidad de la distribución de las partículas, determina la calidad del producto final. En la cerámica de núcleo verde, la gran contracción que sufrirá el material, se asocia con dos efectos; por una parte se reducen los defectos marginales y por otro lado aparecen nuevos defectos en forma de poros, que pueden constituir puntos débiles en la estructura. Como ventajas, se reducen los tiempos de procesado, se desgastan menos las herramientas de fresado y se pueden usar fresas de carburo de tungsteno y sin refrigeración. Pero se requiere un horno extra para el sinterizado final y por lo tanto mayor tiempo de cocción en el laboratorio (6).

Algunos sistemas representativos del mecanizado en blando son Cercon® (Dentply International), Lava™ (3M, ESPE), Procera®Zirconia (Nobel Biocare™), IPS e.max®ZirCad (Ivoclar Vivadent) y del mecanizado en duro Denzir®(Cadesthetics AB) y DC-Zirkon®(DCS Dental AG).

Las estructuras pueden colorearse tras el mecanizado mediante la inmersión en soluciones de sales de diversos metales como el cerio, bismuto, hierro o una combinación de ambos y el color se desarrolla durante la sinterización final. Otra posibilidad es añadir los óxidos metálicos en el polvo de partida (16).

Las propiedades mecánicas del óxido de zirconio, dependen en gran medida del tamaño del grano. Por encima de un tamaño de grano crítico, el óxido de zirconio es menos estable y más susceptible a la transformación espontánea de fase tetragonal a monoclinica, mientras que si el tamaño del grano está por debajo del tamaño óptimo ($<0,7\mu$) se asocia con una baja tasa de transformación. Granos por debajo de 0.2μ ya no hacen posible la transformación del material, con lo que se reduce su tenacidad (16).

Por lo tanto las condiciones de sinterizado tienen un gran impacto en la estabilidad y propiedades mecánicas del material ya que van a determinar el tamaño del grano. Actualmente las máquinas para el procesa en blando utilizan una temperatura final de sinterización entre 1350-1550°C, dependiendo del

fabricante. Esta gama bastante amplia de sinterizado, puede influir en el tamaño del grano y la estabilidad del óxido de zirconio para aplicaciones dentales.

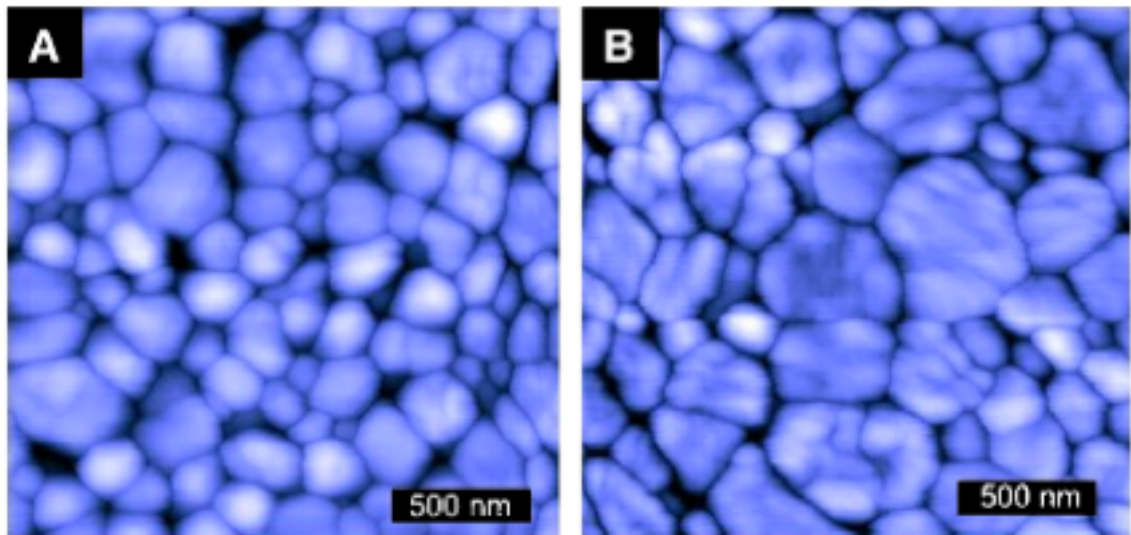


Figura 2. Diferencia del tamaño del grano de óxido de zirconio sinterizado a 1300°C (A) y a 1450°C (B)

Algunos de los sistemas disponibles que emplean óxido de zirconio son:

Cad.esthetics®	Cad.esthetics (Skelleftea, SE)
Cynovad Neo TM	Cynovad (Saint-laurent, CD)
CentraDent	CentraDent (Haarlem, NL)
Ceramill Multi-x	Amann Girrbach (Koblach, AU)
Cercon®	DeguDent (Hanu, DE)
Ce.novation®	Inocermic (Hermsdorf, DE)
InLab®MC XL	Sirona Dental Systems (Bensheim, DE)
Cyrtina®	Oratio (Zwaag, NL)
DentaC AD	Hint-ELs (Griesheim, DE)
Diadem	Alkom Digital (Luxembourg, LU)
Digident®	Digident (Pforzheim, DE)
Etkon TM	Etkon (Graefelfing, DE)
Everest	KaVo (Leutkirch, DE)
GN-1	GC Corporation (Tokyo, JP)
infiniDent	Sirona Dental Systems (Bensheim, DE)
Katana	Noritake Dental Supply (Aichi, JP)

Lava TM	3M ESPE (Seefeld, US/DE)
Medifactoring®	Bego Medical (Bremen, DE)
MetaNova®	Metanova Dental (Zug, CH)
Precident	DCS (Allschwil, CH)
Nanozr	Panasonic Dental (Osaka, JP)
Procera®	Nobel Biocare (Göteborg, SE)
Xawex	Xawex (Fällanden, CH)
Zirconzahn®	Zirkonzahn (gais, JP)

Óxido de zirconio como biomaterial:

El interés del uso del óxido de zirconio como biomaterial, radica en su excelente resistencia mecánica y tenacidad a la fractura y el valor del módulo de Young del mismo orden de magnitud que las aleaciones de acero inoxidable. La aplicación biomédica más importante de este material ha sido en la fabricación de cabezas femorales que componen las prótesis ortopédicas empleadas en las reconstrucciones totales de cadera, realizadas desde 1988 (16)(11), aunque su uso en cirugía ortopédica se redujo en más del 90% principalmente por los fracasos ocurridos en el 2001 .

Ya, en 1972, Hulbert y cols. (33), informaron de la excelente biocompatibilidad del óxido de zirconio con los tejidos. Posteriormente, otros estudios como el de Ichikawa y cols. (25), confirman la biocompatibilidad de este material, mediante análisis histomorfométrico de 8 implantes de óxido de zirconio estabilizado con 3% mol de óxido de itrio en ratas, así como la serie de casos de

Akagawa y cols. (34), donde colocan 32 implantes de óxido de zirconio parcialmente estabilizado en la mandíbula de 8 monos y hacen un seguimiento a 24 meses, comprobando el estado de salud de la mucosa periimplantaria y sin zonas radiolúcidas alrededor de los implantes con contacto directo hueso-implante.

En el estudio de Scarano y cols. (35) donde colocan 20 implantes de óxido de zirconio en la tibia de 5 conejos, observando un porcentaje de contacto directo hueso –implante del $68.4\% \pm 2.4\%$. Otros estudios llevados a cabo para analizar la colonización bacteriana sobre el óxido de zirconio muestran una colonización significativamente menor en comparación con otros materiales usados frecuentemente, como el estudio llevado a cabo por Rimondini y cols. (36) donde comparan la colonización bacteriana a las 24 horas sobre las superficie de óxido de zirconio parcialmente estabilizado y la superficie de titanio, llevado a cabo mediante un estudio in vitro e in vivo sobre 10 pacientes, concluyen que la adhesión bacteriana sobre la superficie de titanio es significativamente mayor que sobre la de óxido de zirconio.

En la última década la comunidad dental, ha sido testigo de un “big bang” industrial en lo que se refiere al procesamiento del zirconio para las diferentes aplicaciones odontológicas. En cuanto a su utilización como material para

restauraciones unitarias o múltiples, en principio tienen los mismos criterios de selección que para el resto de restauraciones totalmente cerámicas, así, espacio protésico suficiente, la ausencia de hábitos parafuncionales, coronas clínicas de altura suficiente, sin movilidad dentaria o excesiva inclinación.

En cuanto a la preparación dentaria, se necesita una reducción incisal u oclusal de 1.5-2mm, convergencia axial de 15° , eliminación de ángulos agudos y una líneas de terminación uniforme de 0.8-1.2mm en chamfer u hombro redondeado (6).

En cuanto al espesor mínimo de las estructuras, en la literatura apenas encontramos información, si se ha demostrado que una disminución de cofia de 0.5mm a 0.3mm, disminuye la resistencia a la fractura en un 35% (37).

Cementación:

La cementación del óxido de zirconio puede ser convencional o mediante técnica adhesiva (compómeros, ionómero de vidrio modificado con resina y cementos de resina autograbante) (6)(38). La ventaja de los cementos de resina, es que son resistentes y duraderos, ofrecen una alta retención, mejoran la adaptación marginal, previenen la microfiltración y aumentan la resistencia a la fractura, tanto del diente como de la restauración.

Los tratamientos de superficie usados en las cerámicas dentales, de grabado ácido y silanización, no aumenta la fuerza de unión de la cerámica de zirconio debido al alto contenido cristalino de esta cerámica, que hace que no sea modificable por el grabado.

Numerosos estudios recogen que la aplicación de adhesivos con MDP (10-Methacryloxydecyl Dihydrogen Phosphate), tras el chorreado con partículas de Al_2O_3 de 110μ a una presión de 2.5 bares y un cemento de resina fosfatado como Panavia F (Kuraray), aumentan la fuerza de adhesión, con resultados prometedores en la resistencia a la tracción de 39.3 MPa (39)(40)(41), por la interacción química entre los monómeros fosfatados con los grupos hidroxilos del zirconio.

Independientemente del tratamiento de superficie para la cementación, es fundamental evitar la contaminación del óxido de zirconio durante los procedimientos de prueba. Algunos estudios demuestran que la abrasión con partículas de Al_2O_3 de 50μ a 2.5 bares de presión durante 15 segundos, es el método más eficaz de limpieza para obtener una superficie de adhesión adecuada (42)(43).

Tratamiento de superficie para la aplicación de la cerámica de recubrimiento:

Existe mucha controversia en la literatura en cuanto al tratamiento de la superficie del óxido de zirconio, se argumenta que los tratamientos de chorreado de la superficie, pueden desencadenar la transformación de fase tetragonal a monoclinica, aumentando por una parte la resistencia a la flexión por la introducción de tensiones de compresión residual y disminuyendo la friabilidad pero al mismo tiempo se altera la integridad del material y aumenta la susceptibilidad al envejecimiento (16)(18)(24).

La mayoría de los fabricantes de óxido de zirconio, no recomiendan el tratamiento de la superficie mediante chorreado, para evitar la transformación de fase y la formación de defectos que podrían afectar al rendimiento a largo plazo (16).

La influencia de los tratamientos de superficie es contradictoria en la resistencia a la flexión del óxido de zirconio, y se relaciona con el porcentaje de transformación de fase monoclinica, que a su vez depende de la metaestabilidad de la transformación de fase tetragonal a monoclinica, la presión, tamaño de partículas y la temperatura local generada tienen una gran influencia en el comportamiento mecánico del material (44).

El estudio llevado a cabo por Casucci y cols. (38) donde evalúan diferentes

tratamientos de superficie del óxido de zirconio mediante test de resistencia a microtracción para evaluar la resistencia de la unión entre el zirconio parcialmente estabilizado y el cemento de resina, obtienen menor fuerza de unión en el grupo tras chorreado con partículas de óxido de aluminio de 125 μ . Ponen en duda el efecto sobre las propiedades mecánicas del óxido de zirconio tras el chorreado, siendo muy importante el tamaño de partícula y la presión aplicada durante el chorreado.

Otro estudio realizado por Curtis y cols. (18) donde evalúan la influencia de abrasión precementado, en la resistencia a la flexión biaxial, friabilidad, rugosidad y dureza de la superficie de muestras realizadas con el sistemas LavaTM (3M, ESPE), no encuentran diferencias estadísticamente significativas en la resistencia a la flexión biaxial entre los grupos chorreados con partículas de óxido de aluminio de 25, 50 y 110 μ y un grupo control sin ningún tratamiento de superficie. Pero si que aparecía mayor proporción de fase monoclinica en los grupos tras el choreado que en los que no recibían ningún tratamiento de superficie

Hasta la aparición de las porcelanas para uniones ceramo-metálicas (hacia la década de los sesenta), no era posible elaborar restauraciones parciales fijas exclusivamente de porcelana debido a su rigidez. Sin embargo, se aplicó el

concepto de utilizar un material muy rígido sobre otro más elástico o flexible, por lo que aquel participa de las propiedades de éste. Fue posible construir primero la estructura metálica, sobre la que se depositan después capas cerámicas capaces de soportar las cargas masticatorias (1). Para lo que fueron necesarios aproximar los coeficientes de expansión térmica de porcelanas y aleaciones. Las aleaciones tienen variaciones dimensionales térmicas muy diferentes que las cerámicas, no pueden comprenderse materiales funcionando unidos, con coeficientes de expansión térmica muy diferente, y que sufran cambios de temperatura simultáneamente, bien durante los procesos de elaboración o incluso en boca, aunque estas sean pequeñas.

Por todo ellos se crearon cerámicas con un intervalo de fusión algo más bajo que el de las aleaciones sobre las que se va a depositar. Al mismo tiempo se desarrollaron y estudiaron mecanismos de unión íntima o verdadera entre cerámicas y aleaciones, mediante capas de óxidos metálicos, muy resistentes, entre los componentes de la aleación y el oxígeno de los componentes cerámicos (1).

Trabajando con estos nuevos materiales (óxido de zirconio) se encontraban múltiples problemas a la hora de estratificar las estructuras con cerámicas que no eran compatibles (45). Debido al creciente uso del zirconio, numeroso

estudios recogen los principales problemas de este material, destacando el chipping o delaminado como el más frecuente (19)(46). Según Sailer y cols. (47) se produce un 15.2% de chipping por un fallo cohesivo cohesivo dentro de la propia cerámica de recubrimiento en restauraciones parciales fijas posteriores de 3-4 unidades de zirconio tras 35.1 ± 13.8 meses de uso. El origen de esta elevada tasa de incidencia de chipping, sigue siendo desconocido, se podría hipotéticamente asociar a un fracaso adhesivo entre la porcelana de recubrimiento y la estructura de zirconio (48). Otras de las razones que se han propuesto serían: desajuste entre los coeficientes de expansión térmica (CET) de la cerámica de recubrimiento y la estructura de óxido de zirconio, soporte insuficiente de la cerámica de recubrimiento, adición de pigmentos, estrés introducido durante el procesado del zirconio, especialmente si se hace un enfriamiento rápido, tamaño o ubicación de las superficies oclusales de contacto o contactos oclusales prematuros (46)(19)(48)(6)(49)f(50)(32)(49).

Los CET de las actuales porcelanas de recubrimiento para óxido de zirconio tiene un ligero desajuste pero compatible con el óxido de zirconio. Como la cerámica de recubrimiento se enfría desde la superficie hacia el interior, se produce una solidificación no uniforme, causando fuerzas de contracción en el interior de la cerámica. La magnitud y distribución de las tensiones generadas

por los gradientes térmicos, depende en gran medida de la conductividad del material, el grosor y la velocidad de enfriamiento. Las porcelanas para el recubrimiento de estructuras de óxido de zirconio, presentan algunas diferencias en cuanto a composición y microestructura que las porcelanas para recubrimiento de metal, pero se fabrican con los mismos estándares internacionales en términos de propiedades mecánicas (51). En el caso de las cerámica de recubrimiento de los sistemas metal-cerámicos, el CET de la cerámica, es generalmente un poco menor que el de la estructura metálica, para que durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente, las tensiones de compresión se desarrollen en la cerámica y las fuerza de tensión en la estructura metálica (52).

Muchas de las cerámicas para recubrimiento de metal, llevan en su composición leucita, que sirve para aproximar los coeficientes de expansión térmica con la estructura metálica, elemento que no es necesario en las porcelanas para el recubrimiento de estructuras de óxido de zirconio, debido a que la expansión térmica del óxido de zirconio es mucho menor que la de los metales nobles. En el estudio realizado por Quinn y cols (51) donde evalúan la resistencia a la flexión de dos cerámicas de recubrimiento, Ceramco 3 (Dentsplay Prosthetics) que es una cerámica feldespática con 3% de leucita para el recubrimiento de estructuras metálicas y Ceramco PFZ (Dentsply

Prosthetics) para el recubrimiento de estructuras de óxido de zirconio, obtienen una diferencia estadísticamente significativa mayor en la resistencia a la flexión, con un valor de 61-77 MPa para Ceramco3 y de 39-45 MPa para Ceramco PFZ. Esta diferencia podría ser un factor importante en la diferencia del comportamiento clínico de ambas cerámicas.

Diferentes estudios in vitro, demuestran que las fracturas ocurren junto a la interfase, pero permanece una fina capa de cerámica sobre la superficie de óxido de zirconio, lo que indica una fuerza de adhesión mayor que la fuerza de cohesión de la cerámica de recubrimiento.

Hasta la fecha, no existe evidencia científica de la existencia de enlaces químicos entre el óxido de zirconio y la porcelana de recubrimiento, los dos materiales parecen unirse por una traba mecánica y tensiones de compresión debido a la contracción térmica durante el enfriamiento tras el sinterizado.

Algunos estudios como el desarrollado por Jung Eun Choi (46), donde se evalúa la resistencia a la flexión biaxial del sistema Vita In-Ceram®YZ con cuatro cerámicas de recubrimiento para inyectar, observan como todos los fallos de la porcelana de recubrimiento son de tipo cohesivo, obteniéndose los mejores resultados para las cerámicas Vita VM9 y Noritake CZR Press, que coincide con las cerámicas de mayor contenido en leucita en su fase cristalina de las

cerámicas estudiadas. Estos mismos autores en un estudio posterior (53), demuestran como el enfriamiento rápido tras la cocción de la porcelana de recubrimiento produce grietas en la superficie de la cerámica, debido a la compresión residual que se origina en la superficie para compensar el esfuerzo de tracción formado en el interior del sistema. Concluyen que el enfriamiento lento, disminuye casi por completo la formación de tensiones residuales para todos los sistemas de cerámica de inyección analizados.

A pesar de la literatura existente, el mecanismo de unión de la cerámica al óxido de zirconio está aún por aclarar. Según Ban y cols. (54) no existen pruebas de enlaces químicos entre el óxido de zirconio y la porcelana de recubrimiento, por lo que los análisis bajo microscopía electrónica de barrido no muestran una capa de reacción entre el óxido de zirconio y la porcelana de recubrimiento tras la sinterización. Pero la baja viscosidad de la fase cristalina de la cerámica de recubrimiento y la excelente humectancia del óxido de zirconio, permite cierto grado de penetración de la cerámica a lo largo de los bordes de los granos del óxido de zirconio.

En un ensayo realizado por Müller y cols. (4) donde comparan la fuerza de adhesión mediante una carga de presión de cizalla entre cerámica de recubrimiento Tricerum (Dentaurum, Pforzheim, Alemania) y cerámica de

óxido de zirconio DC-Shrink (DCS Dental AG, Allschwill, Suiza) o la misma cerámica de recubrimiento Tricerum y una aleación de cromo-cobalto (Remanium 200), obtienen fuerzas de adhesión comparables entre los dos sistemas evaluados.

A pesar de los numerosos estudios sobre la fuerza de unión entre diferentes interfases, todavía se busca un protocolo y prueba ideal de resistencia de la unión, acordándose en la Academia de Materiales Dentales de 2009 en Portland (Oregón) que el test de resistencia al cizallamiento es el más adecuado (52).

En el estudio de resistencia al cizallamiento realizado por Ereifej y cols. (52), donde evalúan los sistemas IPS.e.max® ZirCAD e IPS.e.max®CAD con la cerámica de recubrimiento IPS e.max®Ceram, tras aplicar el liner ZirLiner (Ivoclar-Vivadent, Schaan, Liechtenstein) en las muestras de óxido de zirconio, obtienen un resultado similar para ambos sistemas cerámicos, de 28.8 MPa para el sistema de óxido de zirconio y 29.1 MPa para el sistema de disilicato de litio. Además el modo de fallo para el óxido de zirconio fue fracturas adhesivas para todas las muestras, mientras que para el disilicato de litio un 47% fue un fallo adhesivo, 33% fallo cohesivo de la cerámica de recubrimiento y 20% fallo cohesivo del núcleo.

II. HIPÓTESIS DE TRABAJO

El planteamiento general del presente trabajo de investigación es el estudio del comportamiento de la unión entre tres porcelanas de recubrimiento sobre una de las primeras cerámicas a base de óxido de zirconio HIP posinterizado DC-Zircon® (DCS), en ensayo de resistencia al cizallamiento.

La resistencia al cizallamiento puede ser definida como la carga necesaria para producir una fractura en la interfase de unión entre dos materiales cuando se aplican fuerzas paralelas de sentido contrario. Las porcelanas de recubrimiento que se van a someter a este ensayo mecánico son tres cerámicas feldespáticas para óxido de zirconio: Cercon®Ceram, Vita®VM9 y GC®Initial.

Las propiedades de los materiales de ensayo quedan reflejadas en las siguiente tablas (tabla 2 y 3):

PROPIEDADES	VALOR
ZrO ₂ / Y ₂ O ₃	95/5 %
Pureza (Zr/Hf/Y)	99.90%
Peso volumétrico	>6.08 g/cm ³
Porosidad abierta	0%
Tamaño de grano medio	>0.6 μm
Dureza Vickers	1200 VHN
Resistencia a la compresión	2000 MPa

Resistencia a la flexión	1200 MPa
Módulo de tensión	210 Gpa
Desgaste (anillo sobre disco)	< 0.002 mm ³ / h
Resistencia a la corrosión en solución de Ringer a 37º	<0.01 mg/ m ² x 24 horas

Tabla 2. Propiedades DC-Zircon® (DCS)

	CERAMICAS		
	CERCON CERAM	VITA VM9	GC INITIAL
CET	10,5	8,8 - 9,2	9,4
VALOR	25-600 ºC	25-500 ºC	25-500 ºC
PUNTO DE TRANSFORMACION	490 ºC	600 ºC	550 ºC
RESISTENCIA A LA FLEXIÓN	90-105 MPA	100 MPA	90 MPA
PUNTO DE COCION	820-830 ºC	900-910 ºC	810-820 ºC

Tabla 3. Propiedades de las cerámicas de recubrimiento

Se plantea como hipótesis nula (H_0):

- No existe diferencia estadísticamente significativa en la resistencia al cizallamiento entre las cerámicas feldespáticas para zirconio de las compañías

Degudent, Vita y G.C fundidas sobre una base de óxido de zirconio de la compañía DCS

III. JUSTIFICACIÓN Y OBJETIVOS

Esta investigación persigue comparar la resistencia al cizallamiento de la unión ceramo-cerámica, del sistema DC-Zircon® (DCS) con tres cerámicas feldespáticas para zirconio: Cercon Ceram, Vita VM9 y GC Initial

La resistencia de los materiales puede estudiarse de diferentes formas: hay estudios con cargas o fuerzas de compresión (axiales o anguladas), de flexión en tres puntos o cuatro puntos, de deslizamiento, cizallamiento, tracción y torsión. Se ha escogido la prueba de cizallamiento por considerar que reproduce muy bien muchas situaciones de la dinámica máximo-mandibular sobre muchas restauraciones (72). De acuerdo con Al-Doham y cols. (49), la resistencia de la unión al cizallamiento es el más apropiado para evaluar la fuerza de unión de las porcelanas.

Los ensayos puros de compresión o de carga en tres puntos (flexión), que aparecen con frecuencia en la literatura, van encaminados a simular in vitro las condiciones bucales de las restauraciones pero no estudian el comportamiento de las fuerzas de cizallamiento que aparecen en diferentes zonas laterales de las restauraciones, sobre todo en la interfase entre materiales.

Es por ello que los objetivos planteados en la presente investigación fueron los siguientes:

1. Medir la resistencia al cizallamiento de la unión entre DC-Zircon-Cercon Ceram.
2. Medir la resistencia al cizallamiento de la unión DC-Zircon-Vita VM9
3. Medir La resistencia al cizallamiento de la unión DC-Zircon-GC Initial

IV. MATERIAL Y MÉTODO:

1. CONFECCIÓN DE LAS PROBETAS:

Para el presente trabajo de investigación, se fabrican 30 muestras, repartidas en tres grupos: 10 probetas DC-Zircon-Cercon Ceram , 10 probetas DC-Zircon-Vita VM9 y 10 probetas DC-Zircon-GC Initial en el laboratorio dental Ortodontis S.L, mientras que las pruebas de cizallamiento, así como su valoración y análisis de los resultados se realizan en el Laboratorio de Investigación del Departamento de Estomatología II de la Facultad de Odontología de la Universidad Complutense de Madrid.

Siguiendo la norma de la organización Internacional de la Estandarización (ISO) 6872.1995, se preparan 30 cilindros de DC-Zircon. Para ello se diseña en el ordenador mediante el software Preciscan 4.50 un cilindro con las siguientes dimensiones:

- Altura del cilindro: 11mm, que posteriormente se secciona para conseguir dos cilindros de 5mm (perdida de 1mm en el corte)
- Diámetro del cilindro: 8mm

Una vez diseñadas las probetas, se manda la información a la máquina de fresado Precimill, computerizando automáticamente las trayectorias de cada

fresa para realizar el trabajo, refrigeración, tiempo y el número de probetas por placa.

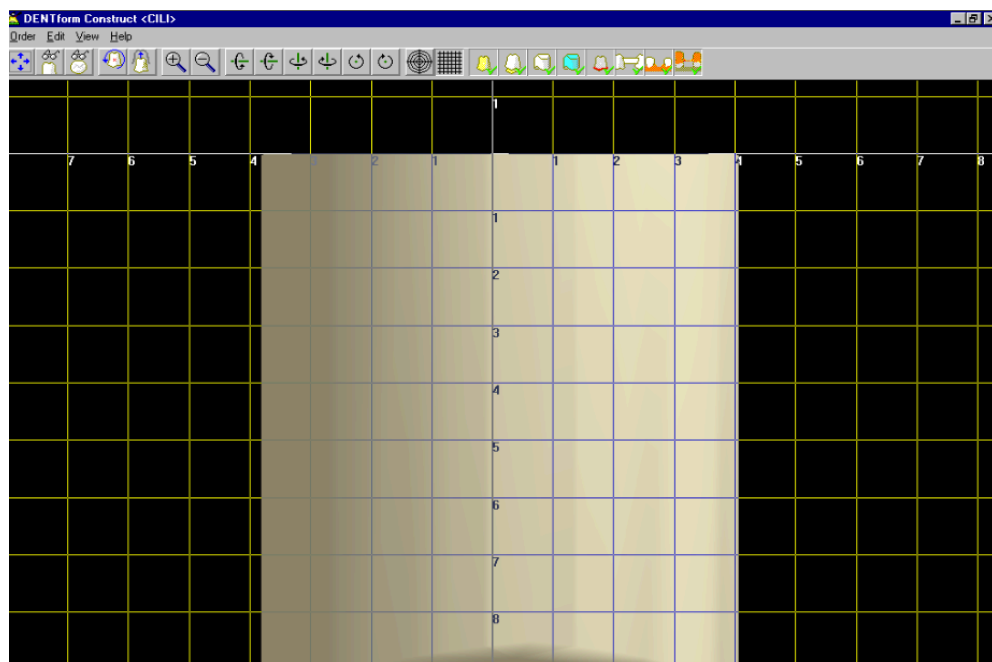


Figura 3. Diseño longitudinal en CAD-CAM a escala

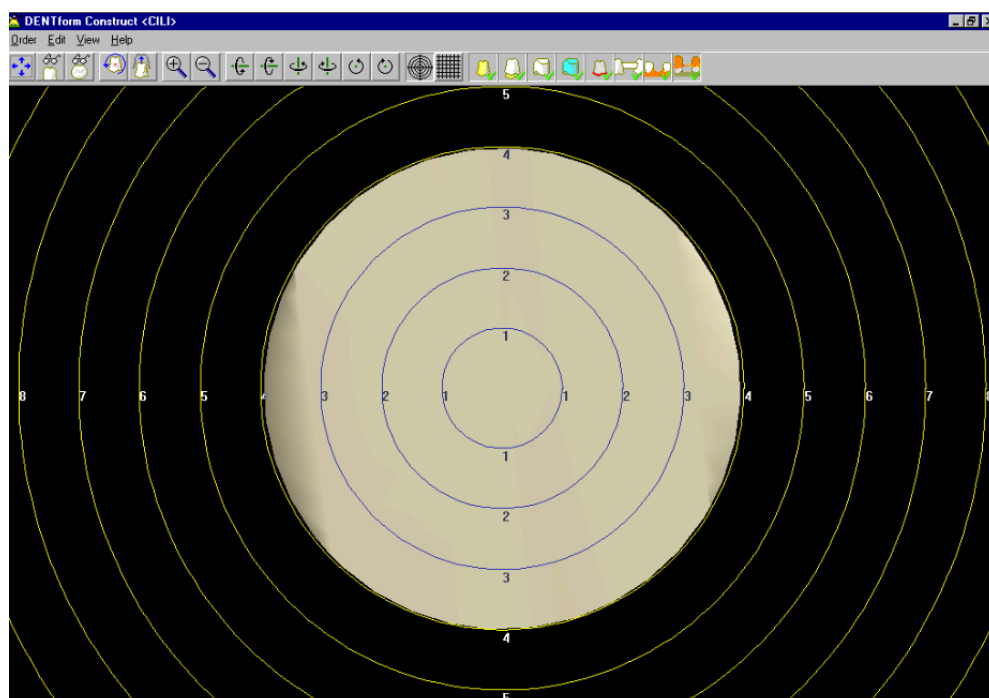


Figura 4. Diseño circunferencial en CAD-CAM a escala

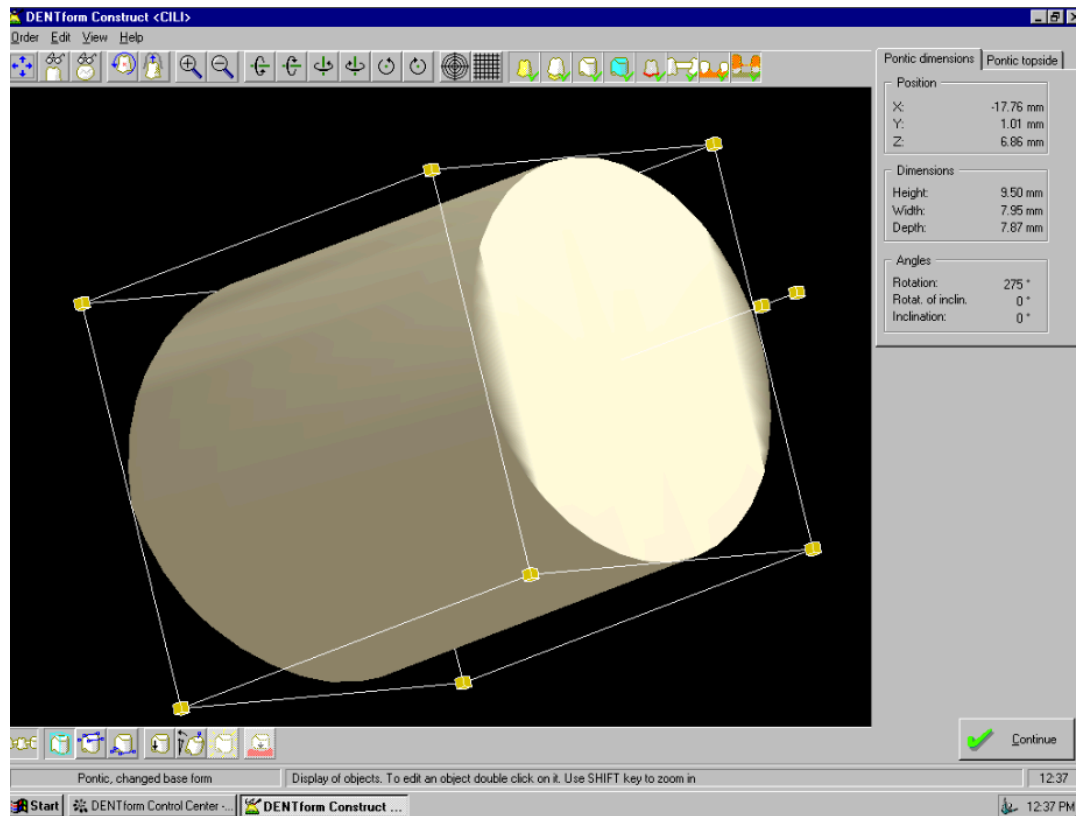


Figura 5. Diseño en CAD-CAM terminado

Posteriormente se cortan los jitos de los cilindros, obteniéndose 8 cilindros por cada placa.

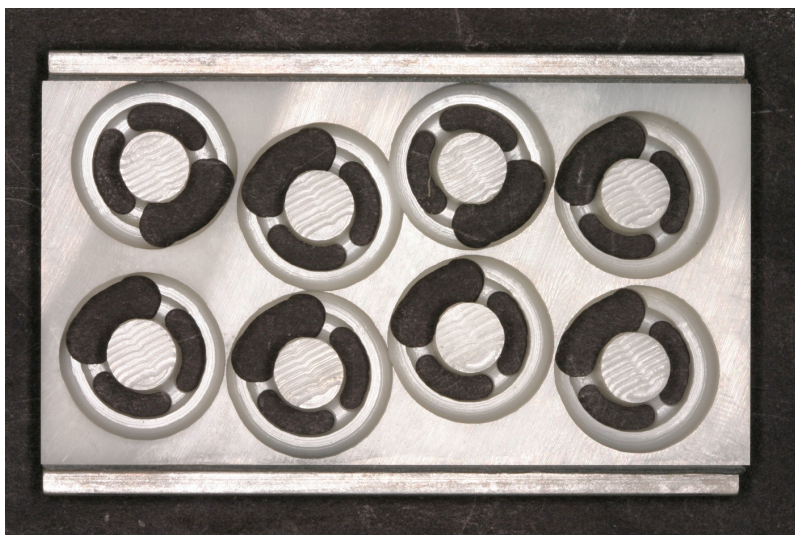


Figura 6. Cilindros fresados en placa de zirconio



Figura 7. Corte de los conectores con turbina irrigada por agua



Figura 6. Medida longitudinal del cilindro (11mm)

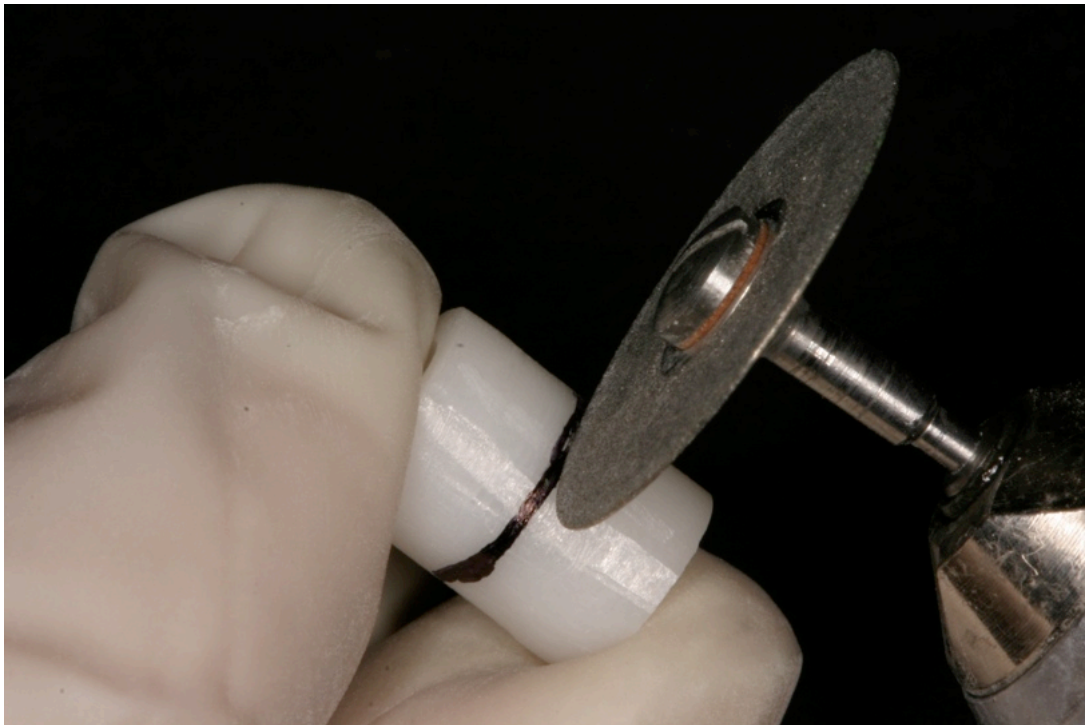


Figura 7. Sección del cilindro para obtener dos cilindros de 5mm (pérdida de 1mm en el corte)

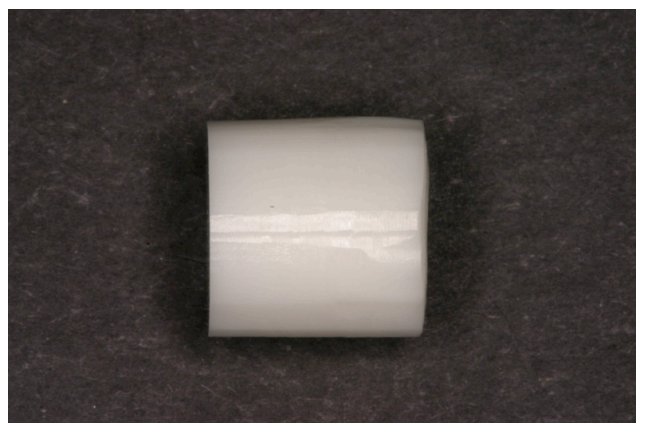


Figura 8. Detalle del cilindro

A continuación, se chorrean con partículas de óxido de alúmina de 110μ a 2 bares de presión.

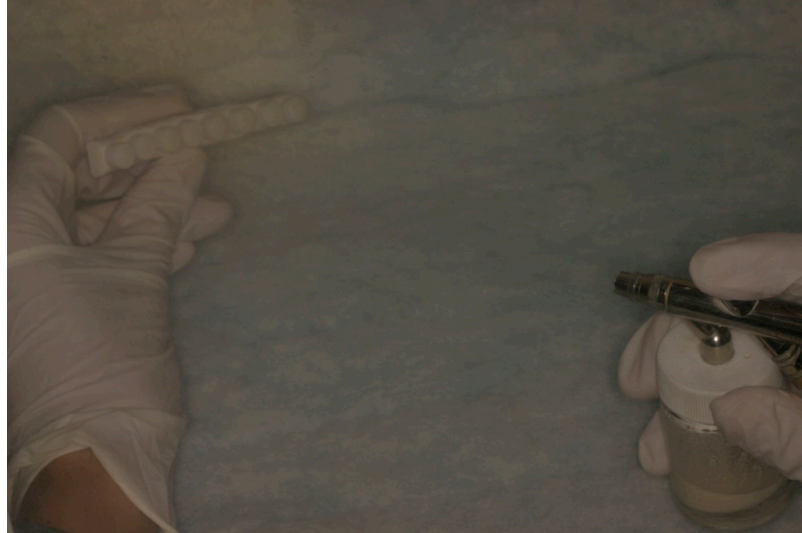


Figura 9. Chorreado de los cilindros

Posteriormente se prepara la superficie de óxido de zirconio aplicando mediante vaporización los liner de cada material cerámico con el Spray-on para conseguir la máxima uniformidad.



Figura 10. Detalle del liner una vez cocido en el horno

El mismo operador carga la cerámica feldespática en un espesor de 1.5mm.

Se recortan los sobrantes y se pulen y glasean la parte feldespática de la probeta.



Figura 11. Cerámicas seleccionadas para el recubrimiento del cilindro



Figura 12 .Traspaso de luminosidad cilindro
DC-Zircon-Cercom Ceram



Figura 13. Traspaso de luminosidad cilindro
DC-Zircon-GC Initial

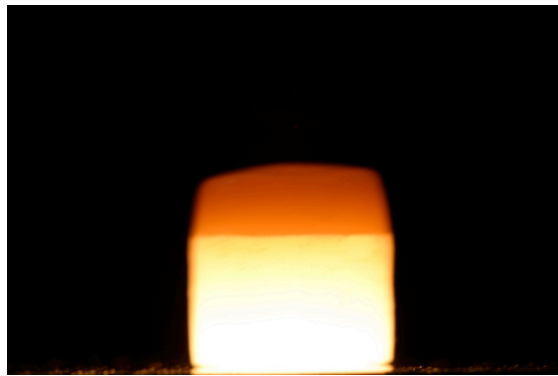


Figura 14. Traspaso de luminosidad cilindro
DC-Zircon-Vita VM9

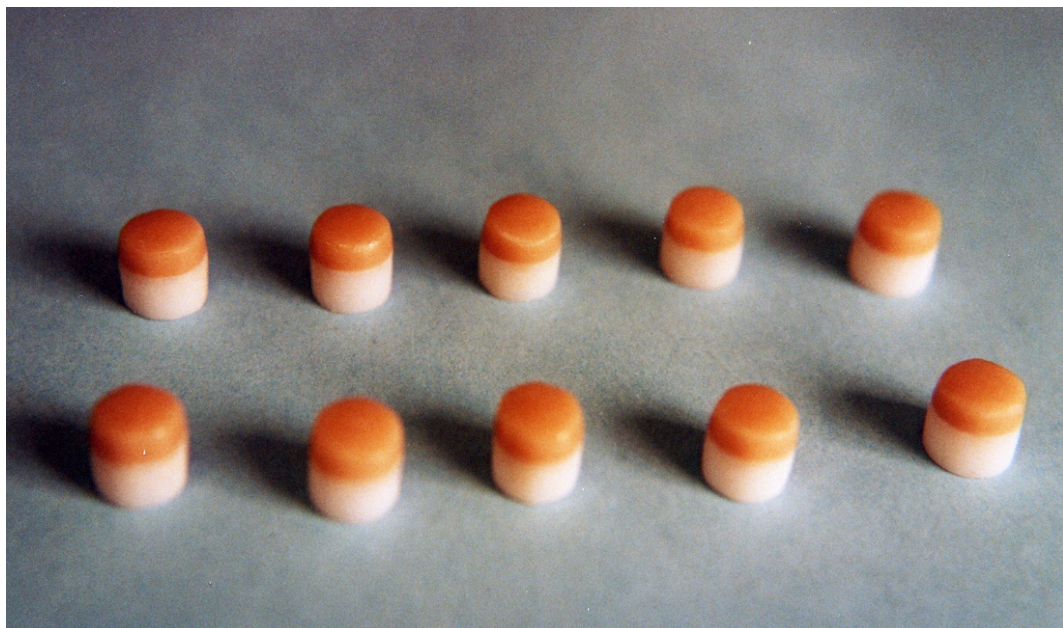


Figura 15. Probetas DC-Zircon-Cercom Ceram terminadas

2. CLASIFICACIÓN Y NUMERACIÓN DE LAS PROBETAS:

La distribución de las probetas se realizó de manera aleatoria, creándose tres grupos de diez especímenes cada uno. Cada probeta se codificó con una letra y un número. La letra indicaba la cerámica feldespática utilizada y el número, el orden dentro de cada conjunto. De modo que las muestras quedaron distribuidas:

- Grupo C: probetas DC-Zircon-Cercon Ceram
- Grupo G: probetas DC-Zircon GC Initial
- Grupo V: probetas DC-Zircon Vita VM9

3. METODOLOGÍA DE LA PRUEBA DE RESISTENCIA AL CIZALLAMIENTO

Toda la instrumentación descrita a continuación se encuentra en el laboratorio de Investigación del Departamento de Estomatología II de la Facultad de Odontología de la Universidad Complutense de Madrid.

- Máquina universal para ensayos mecánicos, preparada para ejecutar ensayos de cizallamiento (Hounsfieldtest H-Ti Equipment, Croydon).

- Alojamiento para las muestras, específicamente diseñados para este tipo de pruebas. La plataforma, se acopla posteriormente a la máquina universal para ensayos mecánicos y permanece fija durante el experimento. La parte inferior de la máquina, que es la que produce el movimiento de aproximación, va acoplada a una platina de sección prismática triangular, de forma que una de las aristas es la que incide sobre la faceta de porcelana.
- Equipamiento informático formado por un ordenador IBM acoplado a la máquina de ensayos mecánicos y el software específico para obtener los datos mediante pantalla e impresora.
- Los especímenes confeccionados se llevaron a la máquina universal para ensayos mecánicos. Una vez instalados los aditamentos, se llevó a cabo el ensayo específico de cizallamiento. Todos los cálculos se presentan en mega pascales.
- Las condiciones del experimento fueron temperatura ambiente 25⁰C, humedad relativa 40%, velocidad del Test: 1mm/min

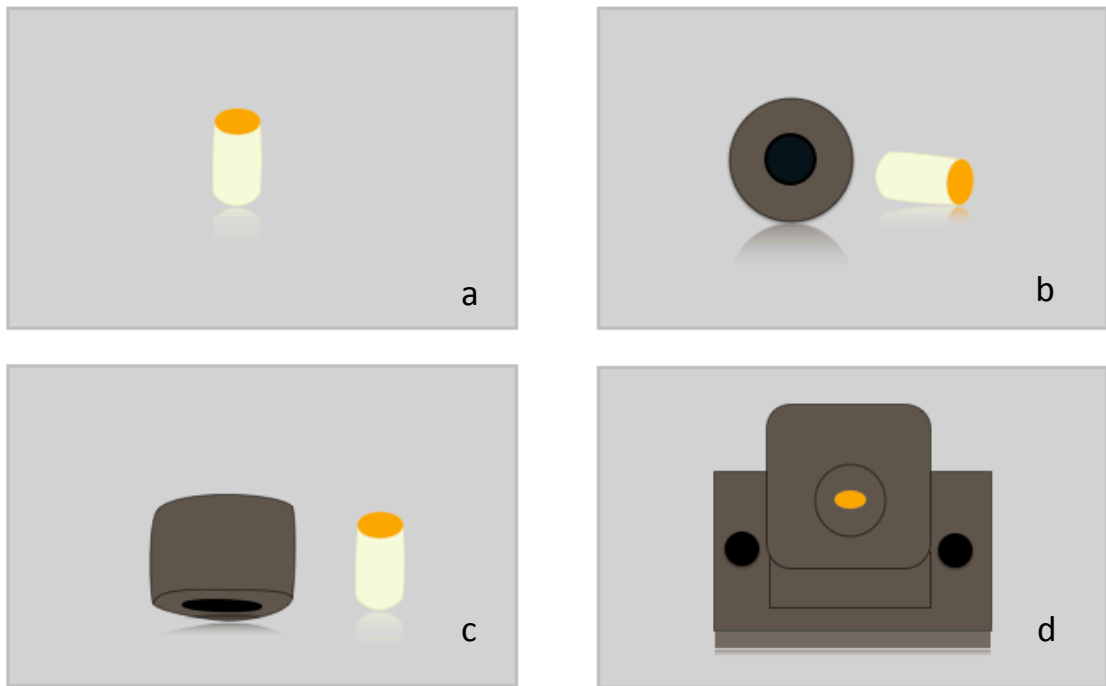


Figura 16. En “a” una muestra ceramo-cerámica antes del ensayo. En “b”, “c” y “d” dispositivos utilizados para alojar los especímenes destinados a la prueba de cizallamiento.

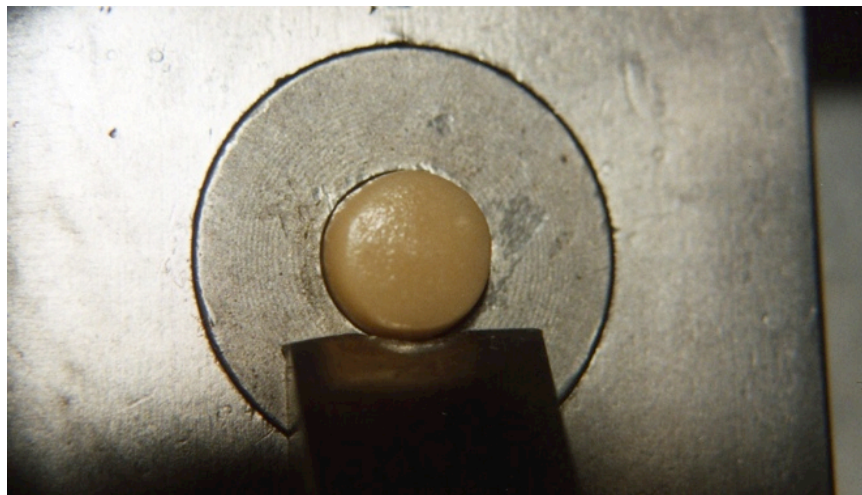


Figura 17. Muestra de cerámica en el dispositivo antes de realizar la prueba de cizallamiento, visión frontal

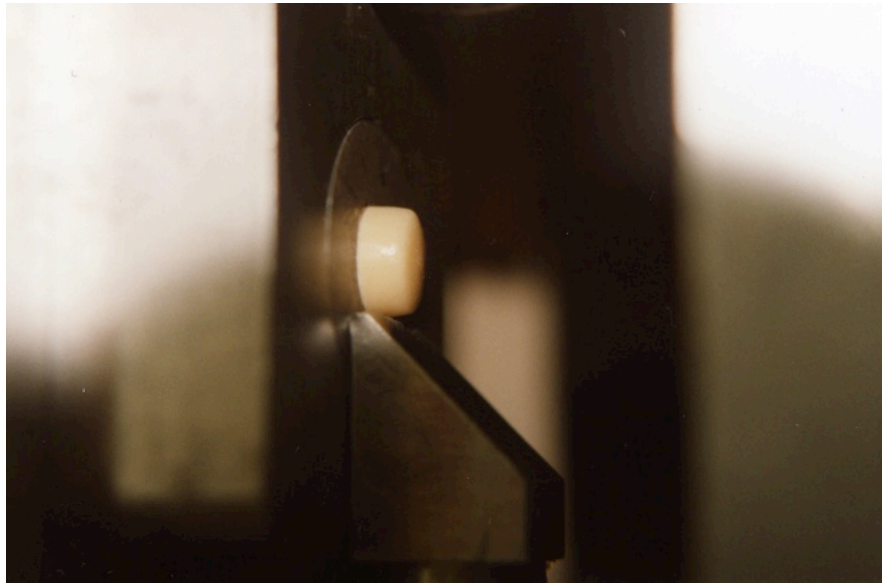


Figura 18. Muestra de cerámica en el dispositivo antes de realizar la prueba de cizallamiento, visión lateral

4. TRATAMIENTO DE LOS DATOS:

El análisis estadístico se realizó con el programa informático S.A.S. 9.1, en el Centro de Proceso de Datos del Servicio de Apoyo a la Investigación de la Universidad Complutense de Madrid.

V. RESULTADOS

Los objetivos del presente estudio fueron evaluar la resistencia al cizallamiento de la unión entre DC-Zircon® (DCS) y tres cerámicas feldespáticas para zirconio, así como, observar si existían diferencias entre los tres sistemas cerámicos. Se describieron las siguientes variables (tabla 4):

VARIABLE	TIPO	DESCRIPCIÓN	CATEGORÍAS
Sistema cerámico	Independiente	Cualitativa nominal	DCS-Cercom DCS-GC DCS-VITA
Diferencia resistencia	Dependiente	Cuantitativa continua	

Tabla 4. Variables analizadas

A continuación se realizó el análisis descriptivo de los datos, empleando índices descriptivos para variables cuantitativas: tendencia central, dispersión y posición, de forma global y por cerámica. Luego se llevó a cabo el estudio estadístico inferencial utilizando el Test de Análisis de la Varianza (ANOVA) unifactorial y el Test de la t de Student para muestras pareadas.

1. ESTADÍSTICA DESCRIPTIVA

La resistencia al cizallamiento sin tener en cuenta el material obtuvo los siguientes valores (tabla 5):

	MEDIA	DESVIACIÓN ESTÁNDAR
TOTAL	60,6307	12,74617

Tabla 5. Media (MPa) y desviación estándar (DE) de la resistencia al cizallamiento de los tres sistemas analizados.

La resistencia al cizallamiento para cada uno de los grupos analizados queda reflejada en la tabla 6:

GRUPO DE CERÁMICA	MEDIAS	DESVIACIÓN ESTÁNDAR
DSC-Cercom	60,7200	9,93070
DSC-GC	55,3160	12,75804
DSC-VITA	65,8560	14,15559

Tabla 6. Medias (MPa) y desviaciones estándar (DE) de la resistencia al cizallamiento globales de los tres materiales estudiados.

El grupo DSC-GC obtuvo valores de resistencia al cizallamiento inferiores al resto de grupos.

Los grupos DSC-Cercom y DSC-Vita obtuvieron valores similares, 60, 72 y 65,85 respectivamente.

2. ESTADÍSTICA INFERENCIAL

Se realizó el análisis estadístico inferencial, con respecto a la variable resistencia al cizallamiento (expresada en MPa) mediante el Test de Análisis de la Varianza (ANOVA) unifactorial, con la correspondiente prueba a posteriori de comparaciones múltiples (Test de Duncan). Así como el Test de la t de Student para muestras pareadas.

La resistencia al cizallamiento promedio de los tres grupos quedan reflejadas en el siguiente gráfico (figura 19):

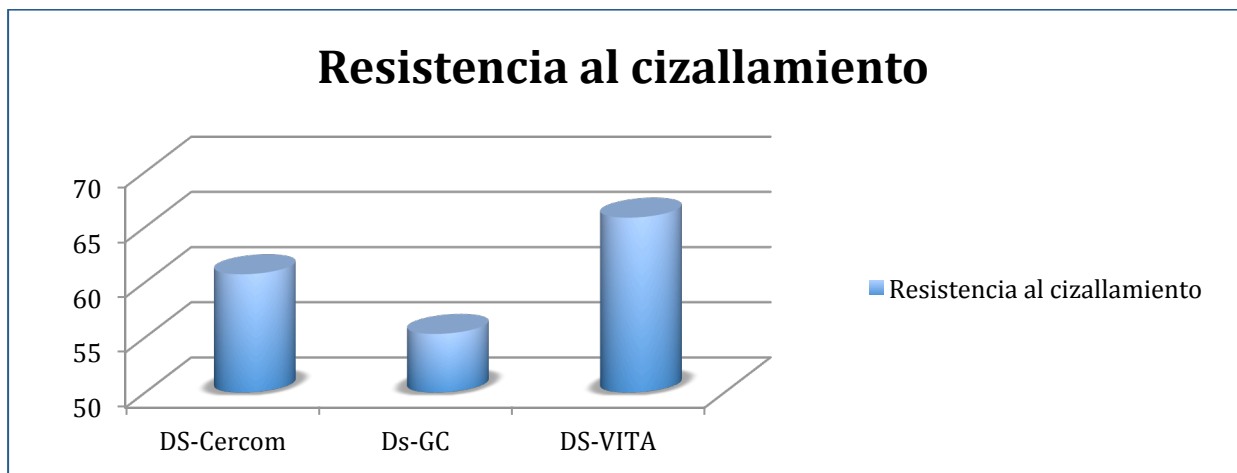


Figura 19. Representación resistencia al cizallamiento de los tres grupos analizados

Según el sistema ceramo-cerámico empleado, los resultados obtenidos fueron los siguientes:

- No se hallaron diferencias estadísticamente significativas entre los sistemas analizados ($p=0,184$).
- El Test de comparaciones múltiples de Duncan, estableció que no existían diferencias significativas entre ninguno de los grupos analizados.

VI.DISCUSIÓN

Es fundamental conocer el mecanismo de fractura de las cerámicas bajo condiciones de carga por lo que se han desarrollado múltiples medios para su conocimiento, como máquinas que simulan la función oral, mediante estudios de elementos finitos o bien mediante test de contacto (55). Hay que tener en cuenta que el mecanismo de fractura es diferente en las estructuras monocapas que en estructuras de dos o tres capas, donde la fractura es de tipo radial iniciándose en finas capas de cerámica sometidas al contacto oclusal y que se van extendiéndose lateralmente hacia el exterior a lo largo de la superficie interna de la cerámica. Las cargas críticas de este modo de fallo se encuentran muy por debajo de los 100 N, que es la fuerza máxima de masticación que encontramos en la zona de molares. La forma en que los daños evolucionan en el tiempo después de la primera aparición, determinan la tolerancia al daño de la estructura de la restauración, que en el caso de restauraciones multicapas, el daño tiende a confinarse en la capa donde se inicia, sin extenderse a la estructura dentaria remanente (55).

Los fracasos clínicos de las restauraciones totalmente cerámicas se asocian a su fragilidad y baja resistencia a la fractura. Se han utilizado las ventajas de los diferentes mecanismos de endurecimiento para mejorar las propiedades de las cerámicas dentales como desviación del crack, creación de una zona de protección mediante endurecimiento por transformación y mediante pantalla

de contacto donde se desvía la grieta y se disipa su energía en la punta de la grieta debido al puenteo de las fisuras (56).

Existen pocos estudios que registren la supervivencia y tasa de éxito de restauraciones parciales fijas metal cerámicas en largos períodos de tiempo, pero se ha registrado una supervivencia por Creugers y cols. (57) del 74% a los 15 años, mientras que Scurria y cols. (58) registran una supervivencia del 92% a los 10 años y del 75% a los 15 años, Näpänkangas y cols. (59) obtiene una supervivencia a los 18 años del 78% sin diferencia estadísticamente significativa para puentes cortos (3-4 unidades) y largos (5-7 unidades) o Backer y cols. (60) con una tasa de supervivencia del 66% a los 20 años.

El término chipping implica el astillamiento, describiendo con realismo los rasgos característicos de este modo de fallo.

En cuanto al índice de fractura de la porcelana de las restauraciones ceramo-metálicas documentado clínicamente es del 2% a los 7 años (Coonaert y col. 1984), del 3% a los 10 años (Anderson y cols. 1993; Creugers y col. 1994). Mientras que las restauraciones cerámicas unitarias tienen un índice de fractura del 5-10% a 6 años (Kelly 2004) (61).

La búsqueda continua de materiales con estructuras cada vez más resistentes, a dirigido la integración del óxido de zirconio en la odontología restauradora. El óxido de zirconio HIP tiene una resistencia a la flexión aproximadamente doble que la alúmina, pero los estudios clínicos sobre la longevidad de la cerámica de recubrimiento aún son muy escasos. Si se sabe que los núcleo son altamente resistente, pero la fractura de la porcelana sigue siendo problemática.

Algunos estudios que recogen la tasa de éxito de restauraciones de óxido de zirconio como el llevado a cabo por Vult Von Steyern y cols. (62) donde evalúan el comportamiento a dos años de 20 restauraciones parciales fijas de 3 a 5 unidades, de DC-Zirkon, en cuanto a caries secundarias, complicaciones endodónticas, integridad marginal y presencia de crack y fracturas, observan un 15% de chipping a los 24 meses, una integridad marginal excelente en 46 pilares y aceptable en 10 pilares, sin ninguna puntuación no aceptable, según los criterios modificados de la Asociación Dental de California (CDA), un paciente tuvo problemas de pulpitis y no se registraron caries secundarias en el período evaluado.

El consenso, aunque no está verificado, es que las tensiones residuales dentro de la porcelana, debido al enfriamiento rápido contribuyen a que se produzca la fractura. Estas tensiones residuales se producen principalmente por dos

motivos: la diferencia en el CET y las tensiones inducidas por los gradientes de temperatura durante el enfriamiento (63)(64). Se ha argumentado que la baja conductividad térmica del óxido de zirconio (150 veces menor que la del oro) sea el origen de este modo de fallo debido a la mayor facilidad de generar tensiones de tracción, por la gran diferencia de temperatura durante el enfriamiento.

Por lo general, la porcelana de recubrimiento, tiene un CET ligeramente inferior al metal y al óxido de zirconio, produciendo tensiones de compresión en la superficie de la porcelana y tensiones de tracción compensatoria en la superficie de la estructura (63).

A pesar de que los fabricantes buscan impedir la formación de tensiones térmicas residuales y desarrollar cerámicas de recubrimiento con un CET compatible, se acumulan tensiones residuales durante el procesado.

Así en el estudio realizado por Sundh y cols. (65) donde evalúan la resistencia a la fractura de estructuras de puentes de 3 unidades de Y-TZP HIP Denzir Cad.Esthetics de 0.5 mm de grosor, sin recubrimiento con porcelana, por tanto sin tratamiento térmico y tras la aplicación de porcelana Eris (Ivoclar) y Vita Ceramic D (Vita) demuestran que la carga necesaria para producir la fractura de

la estructura tras el mecanizado, fue significativamente mayor que en las muestras tras el recubrimiento con porcelana.

El grosor de la cerámica de recubrimiento juega un papel clave en la acumulación de tensiones de la cerámica (66), así un grosor importante de porcelana sobre un material con baja conductividad térmica como el óxido de zirconio, es propenso a generar altas tensiones de tracción en la porcelana y en la interfase con el núcleo.

Cuando se introdujeron las cerámicas de alta resistencia, las estructuras generalmente se diseñaban con un grosor uniforme en toda la preparación dental, con lo que el grosor de la porcelana de recubrimiento tendía a ser muy grande a nivel de cúspides, que sumado a la fragilidad de la porcelana frente a cargas laterales, hacía que a nivel de cúspides se produjeran la mayor cantidad de fracturas de la porcelana (67). Actualmente se tiende a modificar el diseño de la estructura para dar un espesor uniforme a la porcelana aunque no existen resultados concluyentes a largo plazo (68).

En el estudio de Kokubo y cols. (69) realizado sobre coronas de molares inferiores de Nobel Procera (Nobel Biocare) que someten a carga vertical y lateral sobre la cúspide bucal con diferentes diseños de cofias, obtienen una resistencia a la fractura de la cerámica estadísticamente mayor en las coronas

con las estructuras que siguen la anatomía cuspídea, ya que permitían un grosor uniforme de la porcelana de recubrimiento, modificando así las cargas de tracción en cargas de compresión, mucho mejor resistidas por la porcelana.

En cuanto a las tensiones generadas por los gradientes de temperatura durante el enfriamiento, en el estudio de Tholey y cols. (64) donde cuantifican los gradientes de temperatura entre el interior y la superficie externa, observando el estrés residual mediante un polarímetro óptico, de coronas de In- Ceram Y-TZP (Vita) con porcelana de recubrimiento Vita VM9, unas sometidas a un programa normal de cocción y otras con enfriamiento rápido, observan como en las muestras sometidas a un enfriamiento lento tienen una concentración de estrés en la superficie de la porcelana significativamente menor que las de enfriamiento rápido.

Para mejorar el contacto entre la estructura de óxido de zirconio y la porcelana de recubrimiento y evitar los fallos prematuros, los fabricantes aconsejan el uso de liners antes de la aplicación de la porcelana. Pero el efecto que tiene esta capa intermedia en el comportamiento a la fractura no está claro en la literatura. Así en el estudio realizado por Benetti y cols. (66) donde evalúan la resistencia a la flexión en tres puntos de 120 muestras de 0.5, 1 y 2mm de grosor de cerámica Vita VM9 (Vita) sobre barras de óxido de zirconio Lava TM

(3M, ESPE) aplicando previamente a la mitad de las muestras un liner (Vita VM9 (Vita), demuestran que los grupos con menor grosor de porcelana tienen una resistencia significativamente mayor, sin diferencia estadísticamente significativa entre la aplicación previa de liner o no.

Existen múltiples factores que influyen en la fuerza de unión entre el óxido de zirconio y la porcelana de recubrimiento, uno de los más estudiados son los tratamientos de superficie antes de cocer la porcelana de recubrimiento y el tratamiento térmico, que se ha relacionado con el despegamiento y la iniciación de grietas en la porcelana. Estos tratamientos son recomendados por algunos fabricantes para limpiar la superficie antes de la aplicación de la porcelana, pero se ha sugerido que podrían ser la causa del fracaso de adhesión entre el zirconio y la porcelana. No obstante, numerosos estudios como el de Doi y cols. (70) encuentran mayor cantidad de fase monoclinica, pero sin disminución en la resistencia a la fractura en muestras de TZ-3YB-E tras el chorreado con partículas de óxido de aluminio de 50μ a 0.3 MPa, 15 segundos a 15mm de distancia.

Así como la fuerza mínima de unión en los sistemas metal-cerámicos está determinada con un valor de 25Mpa (52)(49), no está descrita ninguna fuerza mínima para los sistemas totalmente cerámicos, pero los valores obtenidos en

la presente investigación, con un valor medio mínimo de 55,31 MPa de resistencia al cizallamiento para el sistema DSC-GC, tendría que ser suficiente para su aplicación clínica

Existen algunos estudios que comparan la fuerza de unión entre la cerámica de recubrimiento a un núcleo cerámico y a un núcleo metálico. Como el ensayo de López-Mollá y cols. (71) donde comparan la resistencia al cizallamiento diferentes sistemas ceramo-cerámicos y metal-cerámicos, obteniendo los mejores resultados para el sistema IPS e.max®Press con la porcelana e.max®Ceram, seguido de una aleación de Cr-Ni con porcelana IPS d.SIGN y seguido de IPS e.max® ZirCad con la cerámica IPS e.max® Ceram. Además los valores de resistencia a la fractura para las estructuras de óxido de zirconio eran mayores si la porcelana de recubrimiento era inyectada que si era estratificada por capas.

De acuerdo con Al-Doham y cols. (49), la resistencia de la unión al cizallamiento es el más apropiado para evaluar la fuerza de unión de las porcelanas.

En el estudio que desarrollan donde comparan la resistencia al cizallamiento de cuatro sistemas cerámicos frente a uno ceramo-metálico, (en los sistemas cerámicos incluyen dos con óxido de zirconio) los resultados muestran que no

hay diferencia estadísticamente significativa entre los sistemas cerámicos y el ceramo-metálico.

En el ensayo llevado a cabo por Vega del Barrio (72), donde compara la resistencia al cizallamiento de la unión de ceramo-cerámica (Cercon Smart Ceramics con Cercon Ceram), frente a siete sistemas ceramo-metálicos, de los cuales dos son uniones de cromo-níquel a cerámica, cuatro de titanio colado a cerámica y uno de cobalto-cromo a cerámica, obtienen un valor medio más alto de la resistencia de la unión, expresado en MPa, en el sistema totalmente cerámico (47,82 MPa) sin diferencia estadísticamente significativa con los grupos cobalto-cromo a cerámica (41.82 MPa) ni con los de níquel-cromo a cerámica (40,16 MPa), pero si con los grupos de los sistemas de titanio colado a cerámica (37,49 MPa).

Aunque es difícil comparar diferentes estudios porque los resultados dependen del diseño de los especímenes, en el presente trabajo de investigación se ha escogido una superficie de contacto, entre los materiales a estudiar, de 8 mm de diámetro (alrededor de 50 milímetros cuadrados) por considerar que se trata de una superficie compatible con el uso clínico de los materiales en una cara dental libre.

VII.CONCLUSIONES

Tras el análisis de los datos obtenidos en este estudio, se pueden extraer las siguientes conclusiones:

1. El sistema ceramo-cerámico DS-VITA fue el que obtuvo una mayor resistencia al cizallamiento.
2. No existieron diferencias estadísticamente significativas en cuanto a la resistencia al cizallamiento entre los tres sistemas cerámicos analizados.
3. Los tres sistemas analizados podrían ser utilizados clínicamente con buenos resultados desde el punto de vista de resistencia al cizallamiento.

VIII.BIBLIOGRAFÍA

1. Vega del Barrio J. Porcelanas y cerámicas actuales. RCOE. 1999;4(1):41–54.
2. Caparroso C, Duque Vargas J. Ceramics y sistemas para restauraciones CAD/CAM: Una revision. Rev Fac Odontol Univ Antioq. 2010 Nov. 5;22(1):88–108.
3. Álvarez-Fernández M, Peña-López J, González-González I, Olay-García M. Características generales y propiedades de las cerámicas sin metal. RCOE. 2003 Dec. 19;8(5):525–546.
4. Müller W, Paul T, Meyer L, Schöp C, König J, Abert C. Consideraciones de las propiedades materiales de la cerámica de núcleo verde. Quintessence técnica (ed. esp.). 2006;17(8):447–454.
5. Martínez Rus F, Pradíes Ramiro G, Suárez García M, Rivera Gómez B. Cerámicas dentales: clasificación y criterios de selección. RCOE. 2007;12(4):253–263.
6. Oumvertos S, Vagkopoulou T, Pelekanos S, Koidis P, Strub J. Zirconia in Dentistry: Part 2. Evidence-based Clinical Breakthrough. Eur J Esthet Dent. 2009 Nov. 23;4(4):348–380.
7. (null). “Métodos y aplicaciones en cerámica” CAD/CAM elaboración a máquina en duro. 2011 Nov. 9;:1–7.
8. Vega del Barrio J. Uniones ceramo-metálicas y ceramo-cerámicas: perspectivas futuras. Gaceta Dental. 2004;Junio(149):106–114.
9. Kurbad A. El mundo de las cerámicas CAD. Exigencias a los sistemas de cerámica sin metal. 2011 Oct. 31;:1–5.
10. Vagkopoulou T, Koutayas S, Koidis P, Strub J. Zirconia in Dentistry: Part 1. Discovering the Nature of an Upcoming Bioceramic. Eur J Esthet Dent. 2009 Jun. 4;4(2):130–151.
11. Delgado García-Menocal J, Morejón L, Martínez S, Gil F. Cerámicas de zircona para aplicaciones biomédicas. Biomecánica. 2003;11:46–52.
12. Garvie R, Nicholson P. Structure and Thermomechanical Properties of Partially Stabilized Zirconia in the CaO-ZrO₂ System. J American Ceramic Society. 1972;55(3):152–157.

13. Scott H. Phase relationships in the zirconia-yttria system. *J Mater Science*. 1975;(10):1527–1535.
14. Chevalier J, Gremillard L, Deville S. Low-Temperature Degradation of Zirconia and Implications for Biomedical Implants. *Annu. Rev. Mater. Res*. 2007 Aug. 1;37(1):1–32.
15. Kelly R, Denry I. Stabilized zirconia as a structural ceramic: An overview. *Dent Mater*. 2008 Jan. 17;24:289–298.
16. Denry I, Kelly R. State of the art of zirconia for dental applications. *Dent Mater*. 2008 Jan. 17;24:200–307.
17. Balmes Barnusell X. Zirconio, la respuesta. *Dental Dialogue*. 2006;3:56–63.
18. Curtis A, Wright A, Fleming G. The influence of surface modification techniques on the performance of a Y-TZP dental ceramic. *J Dent*. 2006;34:195–206.
19. Allahkarami M, Hanan JC. Mapping the tetragonal to monoclinic phase transformation in zirconia core dental crowns. *Dent Mater*. 2011 Dec. 1;27(12):1279–1284.
20. Guazzato M, Albakry M, Ringer S, Swain M. Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part II. Zirconia-based dental ceramics. *Dent Mater*. 2004 Apr. 6;20:449–456.
21. Garvie RC, Hannink RH, Pascoe RT. Ceramic steel? *Nature*. 1975 Dec. 25;258(5537):703–704.
22. Chintapalli R, García-Marro F, Valle J, Jiménez-Piqué E, Húzdos P, Anglada M. Change in microstructure and surface mechanical properties during hydrothermal ageing of Ytria doped Zirconia. *Departament de ciència de materials I Enginyeria Metal. Lurgica, UPC, ETSEIB*. 2008 Jul. 2;:1–10.
23. Kohal R, Weng D, Strub J. Loaded Custom-Made Zirconia and Titanium Implants Show Similar Osseointegration: An Animal Experiment. *J Periodontol*. 2004;75(9):1–4.
24. Kosmac T, Oblak C, Jevnikar P, Funduk N, marion L. The effect of surface grinding and sandblasting on flexural strength and reliability of Y-TZP

- zirconia ceramic. *Dent Mater.* 1999 Oct. 4;15:426–433.
25. Ichikawa Y, Akagawa Y, Nikai H, Tsuru H. Tissue compatibility and stability of a new zirconia ceramic in vivo. *J Prosthet Dent.* 1992;(68):322–326.
 26. Tinschert J, Natt G, Mohbotter N, Spikermann H, Schuize K. Lifetime of Alumina- and Zirconia Ceramics Used for Crown and Bridge Restorations. *J Biomed Mater Res Part B: Appl Biomater.* 2006 Jul. 5;3(16):1–5.
 27. Kobayashi K, Kuwajima H, Masaki T. Phase change and mechanical properties of ZrO₂-Y₂O₃ solid electrolyte after ageing. *Solid State Ionics.* 1981;3-4:489–493.
 28. Feder A, Llanes L, Anglada M. Efecto de la nitruración en la degradación hidrotérmica de zircona tetragonal policristalina estabilizada con Y₂O₃. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio.* 2004;43(1):47–52.
 29. Gaillard Y, Jiménez-Piqué E, F S, Mücklich F, Anglada M. Quantification of hydrothermal degradation in zirconia by nanoindentatio. *Acta Materialia.* 2008 Aug. 16;56:4206–4216.
 30. Valle J, Jiménez-Piqué E, Mestra A, Anglada M. Tribological behaviour of surface nitrided zirconia. A: 11th. European Inter-regional Conference on Ceramics. “Proceedings of the 11h. European Inter-regional Conference on Ceramics, CIEC11.” 2008, p. 197-202. 2008 Sep. 10;:1–6.
 31. Johnson P. Making White Steel. *Dental Lab Products.* 2008 Feb. 29;1.
 32. Edelhoff D, Weber V, Johnen C, Beuer F. Experiencia clínica con subestructuras de puentes de óxido de zirconio CAD/CAM del sistema Digident. *Quintessence Int.* 2007;58(4):371–383.
 33. Hulbert S, Morrison S, Klawitter J. Tissue reaction to three ceramics of porous and non-porous structures. *J Biomed Mater Res.* 1972;6(5):347–374.
 34. Akagawa Y, Hosokawa R, Sato Y, Kamayama K. Comparison between freestanding and tooth-connected partially stabilized zirconia implants after two years function in monkeys: A clinical and histologic study. *J Prosthet Dent.* 1998;80(5):551–558.
 35. Scarano A, Di Carlo F, Quaranta M, Piattelli A. Bone Response to Zirconia

- Ceramic Implants: An Experimental Study in Rabbits. *J Oral Implantol*. 2003;XXIX:8–12.
36. Rimondini L, Cerroni L, Carrassi A, Torriceli P. Bacterial Colonization of Zirconia ceramic Surfaces: An In Vitro and In Vivo Study. *Int J Oral Maxillofac Implants*. 2002;17(6):793–798.
 37. Reich S, Petschelt A, Lohbauer U. The effect of finish line preparation and layer thickness on the failure load and fractography of ZrO₂ copings. *J Prosthet Dent*. 2008 Apr. 23;99(5):369–376.
 38. Casucci A, Monticelli F, Goracci C, Mazzitelli C, Cantoro A, Papacchini F, et al. Effect of surface pre-treatments on the zirconia ceramic-resin cement microtensile bond strength. *Dent Mater*. 2011 Oct. 1;27(10):1024–1030.
 39. Kern M, Wegner S. Bonding to zirconia ceramic: adhesion methods and their durability. *Dent Mater*. 1998;14:64–71.
 40. Wolfart M, Lehmann F, Wolfart S, Kern M. Durability of the resin bond strength to zirconia ceramic after using different surface conditioning methods. *Dent Mater*. 2007;23:45–50.
 41. Atsu S, Kilicarslan M, Kucukesmen H, Aka P. Effect of zirconium-oxide ceramic surface treatments on the bond strength to adhesive resin. *J Prosthet Dent*. 2006;95(6):430–436.
 42. Yang B, Wolfart S, Scharnberg M, Ludwig K, Adelung R, Kern M. Influence of Contamination on Zirconia Ceramic Bonding. *J Dent Res*. 2007 Aug. 1;86(8):749–753.
 43. Quaas A, Yang B, Kern M. Panavia F 2.0 bonding to contaminated zirconia ceramic after different cleaning procedures. *Dent Mater*. 2007 Feb. 20;23:506–512.
 44. Guazzato M, Quach L, Albakry M, Swain M. Influence of surface and heat treatments on the flexural strength of Y-TZP dental ceramic. *J Dent*. 2005;33:9–18.
 45. García Arranz J. ¿Qué tipo de cerámica debo utilizar? *Labor Dental*. 1980;:1–9.
 46. Choi JE, Waddell JN, Torr B, Swain MV. Pressed ceramics onto zirconia.

Part 1: Comparison of crystalline phases present, adhesion to a zirconia system and flexural strength. *Dent Mater.* 2011 Dec. 1;27(12):1204–1212.

47. Sailer I, Filser F, Gauckler LJ, Luthy H, Hammerle C. Five-Year Clinical Results of Zirconia frameworks for Posterior Fixed Partial Dentures. *Int J Prosthodont.* 2007 Jul. 23;20:383–388.
48. Ertan A, Yuzugullu B, Canay S, Ersu B. Effect of Repeated Firings on Microtensile Bond Strength of In-Ceram Alumina with Two Different Veneering Ceramics. *Int J Prosthodont.* 2011 Oct. 25;24(6):515–516.
49. Al-Dohan H, Yaman P, Dennison JB, Razzoog M, Lang B. Shear strength of core-veneer interface in bilayered ceramics. *J Prosthet Dent.* 2004 Apr. 8;91(4):349–355.
50. Thompson J, Anusavice K, Naman A, Morris H. Fracture Surface Characterization of Clinically Failed All-ceramic Crowns. *J Dent Res.* 1994;73:1824–1832.
51. Quinn J, Sundar V. Fracture Toughness of Veneering Ceramics for Fused to Metal (PFM) and Zirconia. *Dental Restorative Materials. J Res Natl Inst Technol.* 2010 Sep. 27;115(5):343–352.
52. Ertan A, Rodrigues FP, Silikas N, Watts DC. Experimental and FE shear-bonding strength at core/veneer interfaces in bilayered ceramics. *Dent Mater.* 2011 Jun. 1;27(6):590–597.
53. Choi JE, Waddell JN, Swain MV. Pressed ceramics onto zirconia. Part 2: Indentation fracture and influence of cooling rate on residual stresses. *Dent Mater.* 2011 Nov. 1;27(11):1111–1118.
54. Ban S, Anusavice K. Influence of Test Method on Failure Stress of Brittle Dental Materials. *J Dent Res.* 1990 Dec. 1;69(12):1791–1799.
55. Lawn B, Deng Y, Thompson V. Use of contact testing in the characterization and design of all-ceramic crownlike layer structures: A review. *J Prosthet Dent.* 2001 Nov. 14;86:495–510.
56. Guazzato M, Albakry M, Ringer S, Swain M. Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part I. Pressable and alumina glass-infiltrated ceramics. *Dent Mater.* 2004 Apr. 6;20:441–448.

57. Creugers N, Käyser A, van't Hof M. A meta-analysis of durability data on conventional fixed bridges. *Community Dent Oral Epidemiol.* 1994;22:448–452.
58. Scurria M, Bader J, Shugars D. Meta-analysis of fixed partial denture survival: Prostheses and abutments. *J Prosthet Dent.* 1998;74:459:464.
59. Näpänkangas R, Raustua A. An 18-Year Retrospective Analysis of Treatment Outcomes with Metal-Ceramic Fixed Partial Dentures. *Int J Prosthodont.* 2011 Jun. 21;24:314–319.
60. De Backer H, Van Maele G, De Moor N, Van den Berghe L. A 20-year retrospective survival study of fixed partial dentures. *Int J Prosthodont.* 2006;(19):143–153.
61. Kim B, Zhang Y, Pines M, Thompson V. Fracture of Porcelain-veneered Structures in Fatigue. *J Dent Res.* 2007 Feb. 1;86(2):142–146.
62. Vult Von Steyern P, Carlson P, Nilner K. All-ceramic fixed partial dentures designed according to the DC-Zirkon technique. A 2-year clinical study. *J Oral Rehabil.* 2005;32:180–187.
63. Borba M, Araújo MD de, Lima E de, Yoshimura HN, Cesar PF, Griggs JA, et al. Flexural strength and failure modes of layered ceramic structures. *Dent Mater.* 2011 Dec. 1;27(12):1259–1266.
64. Tholey MJ, Swain MV, Thiel N. Thermal gradients and residual stresses in veneered Y-TZP frameworks. *Dent Mater.* 2011 Nov. 1;27(11):1102–1110.
65. Sundh A, Molin M, Sjögren G. Fracture resistance of yttrium oxide partially stabilized zirconia all-ceramic bridges after veneering and mechanical fatigue testing. *Dent Mater.* 2005 Apr. 6;21:476–482.
66. Benetti P, Pelogia F, Valandro LF, Bottino MA, Bona AD. The effect of porcelain thickness and surface liner application on the fracture behavior of a ceramic system. *Dent Mater.* 2011 Sep. 1;27(9):948–953.
67. Kokubo Y, Tsumita M, Kano T, Fukushima S. The influence of zirconia coping designs on the fracture load of all-ceramic molar crowns. *Dent Mater J.* 2011;30(3):281–285.
68. Panadero R, Font Fons A, Solá Ruiz M, Granell Ruiz M, Labaig-Rueda C,

- Amigo-Borras V. Comportamiento de la porcelana de recubrimiento en coronas de óxido de circonio tras someterlas a carga estática. SEPES CIENCIA Y DIFUSION (VERRRRRR). 2011 Oct. 31;;1–3.
69. Kokubo Y, Tsumita M, Kano T, Fukushima S. The influence of zirconia coping designs on the fracture load of all-ceramic molar crowns. *Dent Mater J*. 2011;30(3):281–285.
 70. Doi M, Yoshida K, Atsuta M, Takahashi S. Influence of Pre-treatments on Flexural Strength of Zirconia and Debonding Crack-initiation Strength of Veneered Zirconia. *J Adhes Dent*. 2011 Mar. 1;13(1):79–84.
 71. Lopez-Molla M, Martinez-Gonzalez M, Manes-Ferrer J, Amigo-Borras V, Bouazza-Juanes K. Bond strength evaluation of the veneering-Ceramics bonds. *Med Oral Patol Oral Cir Bucal*. 2010;1(15):e919–e923.
 72. Vega del Barrio J. Resistencia al cizallamiento de un sistema totalmente cerámico frente a siete sistemas ceramo-metálicos: estudio comparativo. *RCOE*. 2005;10(5):529–539.

